

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2002-129270

(43)Date of publication of application : 09.05.2002

(51)Int.Cl.

C22C 21/00  
B41N 1/08  
C22F 1/04  
// C22F 1/00

(21)Application number : 2000-333239

(71)Applicant : NIPPON LIGHT METAL CO LTD  
FUJI PHOTO FILM CO LTD

(22)Date of filing : 31.10.2000

(72)Inventor : SUZUKI HIDENORI  
OKAMOTO ICHIRO  
MIZUSHIMA KAZUMITSU  
ASAHI ITARU  
SAWADA HIROKAZU  
UESUGI AKIO

### (54) ALUMINUM ALLOY PLATE STOCK FOR LITHOGRAPHIC PRINTING PLATE AND ITS PRODUCTION METHOD

#### (57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide an aluminum alloy plate stock for a lithographic plate excellent in roughening treating characteristics, having required strength and proof stress after burning treatment and having excellent ink stain resistance.

SOLUTION: (1) This plate stock has a composition containing, by weight, 0.10 to 0.40% Fe, 0.03 to 0.15% Si, 0.004 to 0.020% Cu, 0.01 to 0.05% Ti, 0.002 to 0.02% Mg, 0.001 to 0.030% Zr and 0.0001 to 0.02% B, in which the content of Fe solid solution is <30 ppm, the content of Cu solid solution is <100 ppm, the content of Zr solid solution is <200 ppm, and the content of Fe solid solution + (1/2)Zr is  $\geq 25$  ppm, (2) the surface layer region has a cold rolling worked structure in which (A) the crystal grain width sD is <50  $\mu\text{m}$  by the average value, and <100  $\mu\text{m}$  by the maximum value, and also, (B) the ratio of the crystal grain length sL/the crystal grain width is  $\geq 10$ , (3) the crystal grain width cD in the core region is  $\geq 100$   $\mu\text{m}$  in average, (4) its plate thickness is controlled to 0.1 to 0.5 mm, tensile strength to 145 to 190 MPa, and proof stress after burning treatment to  $\geq 100$  MPa, and (5) the content of simple substance Si is  $\leq 30$  ppm, and the number of simple substance Si with a diameter of the equivalent circle of  $\geq 0.5$   $\mu\text{m}$  is  $\leq 200$  pieces/mm<sup>2</sup>.

---

## LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2003 Japan Patent Office

## \* NOTICES \*

JPO and NCIPI are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

- 1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2.\*\*\*\* shows the word which can not be translated.
- 3.In the drawings, any words are not translated.

---

## CLAIMS

---

### [Claim(s)]

[Claim 1] It is an aluminium alloy blank for the lithography versions. Component:Fe:0.10 - 0.40wt% of (1) following Si: 0.03 - 0.15wt% and Cu:0.004 - 0.020wt%, Ti: 0.01 - 0.05wt% and Mg:0.002 - 0.02wt%, Zr: 0.001 - 0.030wt%, and B:0.0001 - 0.02wt %, And the remainder : Consist of aluminum and an unescapable impurity element, and it corrects. The amount of Fe dissolution is 30 ppm. The following and the amount of Cu dissolution are 100 ppm. Following, The amount of Zr dissolution is 200 ppm. It is amount  $\geq$  of amount  $+(1/2)$  Zr dissolution of Fe dissolution 25ppm the following. (2) The surface field to a depth of 20 micrometers at least from a plate front face The following conditions (A), (B) The crystal grain width of face sD of the direction of a right angle is less than 100 micrometers at less than 50 micrometers and maximum in the average to : (A) rolling direction. As opposed to the (B) above-mentioned crystal grain width of face sD the crystal grain die length sL of a rolling direction And 10 or more times, To the rolling direction in the heart field of  $2/3$  or more thickness of the board thickness which is a \*\*\*\*\* cold rolling processing organization and is in (3) board-thickness center section, the crystal grain width of face cD of the direction of a right angle The proof stress after the burning processing whose (4) board thickness is 0.1-0.5mm and whose tensile strength it is 100 micrometers or more by the average, and is for [ 145-190MPa and 270 degree-Cx ] 7 minutes is 100MPa(s). It is above and the amount of (5) simple-substance Si is 30 ppm. Below In per 0.5-micrometer depth of a blank, it is made a projected area diameter, and, for particle size, the simple substance Si 0.5 micrometers or more is 2 200 pieces/mm. Aluminium alloy blank for the lithography versions characterized by what is been the following.

[Claim 2] In the manufacture approach of the aluminium alloy blank for the lithography versions Fe:0.10 - 0.40wt%, Si: 0.03 - 0.15wt% and Cu:0.004 - 0.020wt%, Ti: 0.01 - 0.05wt% and Mg:0.002 - 0.02wt%, Zr: 0.001 - 0.030wt%, and B:0.0001 - 0.02wt %, And the remainder : the aluminium alloy slab which consists of aluminum and an unescapable impurity element After not homogenizing or homogenizing at less than 550 degrees C It is the approach of hot-rolling, cold-rolling after that and setting right if needed. the above-mentioned hot rolling -- following condition: -- initiation temperature [ of hot rolling ]: -- 300-480 degrees C Initiation temperature of the last pass : 300-380 degrees C, termination temperature:320-380 degree C of the last pass, Rate of strain of the last pass: 15/sec The above and board thickness after hot rolling: The manufacture approach of the aluminium alloy blank for the lithography versions characterized by what it carries out in 4.5-10mm, and the above-mentioned cold rolling is performed without intermediate annealing for after that.

[Claim 3] The manufacture approach of the aluminium alloy blank for the lithography versions according to claim 2 which whenever [ behind the last pass / board temperature ] is more than recovery temperature at least, and is characterized by the thing of said cold rolling for which forced cooling is performed after this last pass.

[Claim 4] The manufacture approach of the aluminium alloy blank for the lithography versions

according to claim 3 which the recovery temperature after said cold rolling is 100 degrees C or more, and is characterized by performing said forced cooling with the above cooling rate by 5-degree-C/.

---

[Translation done.]

\* NOTICES \*

JPO and NCIPi are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

- 1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2.\*\*\*\* shows the word which can not be translated.
- 3.In the drawings, any words are not translated.

---

DETAILED DESCRIPTION

---

[Detailed Description of the Invention]

[0001]

[Field of the Invention] A uniform (chemical or electrochemical) surface roughening side is acquired, and this invention has the uniform appearance which has neither SUTORIKUSU nor surface condition nonuniformity after required reinforcement and surface roughening. Although the ink dirt nature under printing is good, omit intermediate annealing in the middle of cold rolling further about the aluminium alloy blank for the lithography versions with still better thermal resistance, the count of pass of cold rolling is reduced, a production process is simplified and the manufacturing cost is reduced It is related with the manufacture approach of the aluminium alloy blank for the lithography versions which satisfies the above-mentioned property.

[0002]

[Description of the Prior Art] As an aluminium alloy blank for the lithography versions, it is JIS to general conventionally. Sheet metal with a thickness [ of the aluminium alloy of the 1050th grade ] of 0.1-0.5mm is used, and facing removes the front face of the ingot usually obtained by semi-continuous casting generally, and such aluminium alloy sheet metal homogenizes it, and is manufactured through hot rolling and cold rolling, intermediate annealing, and the last cold rolling.

[0003] Thus, printing is presented with it, after the manufactured aluminium alloy blank for the lithography versions passes through the phase -> "base material" -> sensitization stratification -> "printing version" -> image section formation -> "the printing original edition" so that it may explain below. [ , such as "blank" -> surface roughening, ] That is, first, in a front face, a surface roughening process is carried out by the process which combined any one of the mechanical approach, the chemical approach, or the electrochemical processes, or two or more, hydrophilization processing is further carried out anodizing and if needed, and a blank serves as a base material for the lithography versions according to it. Next, the photosensitive lithography version is obtained by applying the photosensitive matter on the surface of a base material, and forming a sensitization layer.

[0004] Next, platemaking processing which performs image exposure, development, rinsing, the lacquer peak, etc. one by one is performed to the lithography version, and the printing original edition is obtained. In that case, by the development, the surface roughening side of an aluminium alloy base material exposes the part which the sensitization layer dissolved on the other hand, and disappeared by the part which remained without a sensitization layer dissolving becoming the hydrophobic image section, i.e., the ink acceptance section, and it becomes the non-image section of a hydrophilic property, i.e., the water acceptance section. Moreover, generally heat-treatment (processing called burning) in an elevated temperature is often performed after a development as a way stage of the improvement in print durability. Although burning processing is based also on the constituent which forms the image, it is

usually carried out to the temperature of about 200-280 degrees C by [ for about 3 - 7 minutes ] carrying out time amount maintenance.

[0005] Carry out bending of the both ends of the above-mentioned printing original edition, and it is made to add to the installation section of a printing machine printing cylinder, and fixes to a cylinder-like printing cylinder. Therefore, bending workability and printing cylinder volume attachment nature are required of the blank for the lithography versions.

[0006] Water is made to hold in the non-image section of a hydrophilic property, and ink is made to supply and adhere to the hydrophobic image section by supplying dampening water to the printing plate of the printing original edition on the occasion of printing. And printing is performed by imprinting the ink adhering to the image section on a blanket drum first, and imprinting from a blanket drum to the last printing sides, such as space, further. Printing number of copies may also attain to for example, the 100,000 sections, and it is necessary for the printing original edition to be able to be equal to such many printings, i.e., print durability. Various properties are required to secure print durability. That is, water retention needs to be maintained so that ink adhesion in the non-image section may not arise. Moreover, during printing, when pitting arises in the support surface (surface roughening side) in contact with dampening water, ink may adhere to the pitting section and it may be generated, the dirt, i.e., the ink dirt, of the non-image section. In order to prevent ink dirt, it is important to secure sufficient water retention and corrosion resistance, and it is necessary to obtain an anodic oxide film homogeneous [ of the split face which was excellent for that purpose with the surface roughening process of electrochemical \*\* ], the corrosion resistance of a base material, and healthy.

[0007] In the manufacture approach of the aluminum blank for the lithography versions indicated by JP,5-28197,B, as usual homogenization temperature, it holds at the temperature of 520-600 degrees C desirably for 1 hour or more, and in hot rolling, it is made to carry out by repeating recrystallization and a deposit, and 450-600 degrees C of hot rolling are completed above 300 degrees C with several rolling pass or more. Moreover, intermediate annealing in the middle of cold rolling performs forced cooling 500 degrees C / more than sec, after reaching the predetermined temperature of 400-600 degrees C.

[0008] In the manufacture approach of the aluminum blank for the lithography versions indicated by JP,8-179496,A, it homogenizes at 500-600 degrees C, and hot rough rolling is started at 430-480 degrees C, by repeating hot rough rolling and performing it, it is made to carry out by repeating dynamic recrystallization, and termination temperature ends hot rough rolling by 380-430 degrees C and 10-35mm of board thickness. It completes above 260-350 degrees C, and finishing hot rolling termination temperature does not build the field which produces recrystallization partially.

[0009] In the manufacture approach of the aluminum blank for the lithography versions indicated by JP,62-148295,A By cooling byh in 50 degrees C /or less, or holding 30 minutes or more at 350-450 degrees C until it makes a part of Fe dissolve and becomes 430 degrees C or less by performing homogenization of 3 hours or more at 500-600 degrees C Si atom which exists in an ingot is deposited as an intermetallic compound of an aluminum-Fe-Si system, it fixes, and the amount of simple substance Si deposits in the continuing process is reduced. Hot rolling is performed at 450-200 degrees C, and the recrystallization grain during hot-rolling pass prevents the thing 100 micrometers or more become big and rough. 2 - 5 hours or a continuous annealing furnace performs intermediate annealing after hot rolling at 350-500 degrees C, and it performs it in 120 or less seconds at 400-550 degrees C. according to this approach, a uniform split face obtains with an electrolysis surface roughening process -- having -- the ink-proof dirt nature of the non-image section under printing -- improving -- \*\* -- carrying out -- having -- \*\*\*\* . Performing intermediate annealing at the cold rolling process following hot rolling as an example is illustrated.

[0010] Tensile strength is suitable for JP,61-201747,A, and the manufacture approach of obtaining the aluminum blank for the lithography versions excellent in the reinforcement after burning-proof processing is indicated. By this approach, by starting hot rolling at the temperature of 480-550 degrees C, and completing hot rolling by 320 degrees C or more and 2.5-3.5mm of board thickness, an organization with the heart field and both the recrystallized front faces of a stripe-like rolling organization is obtained, and it cold-rolls, without performing intermediate annealing.

[0011] The method of manufacturing the lithography version which controlled the deposit of a simple substance Si by the production process including casting, homogenization, hot rolling, cold rolling, intermediate-annealing processing, and the last cold rolling, and was excellent in the ink-proof dirt nature under printing is proposed by making Mg contain by JP,6-192779,A. The manufacture approach of the base material which gives reinforcement to a base material is proposed by JP,10-306355,A by rolling out to the last board thickness by 60% or more of \*\*\*\*\* , without starting hot rolling for an ingot from the predetermined temperature after homogenization, ending hot rolling at predetermined temperature, cooling to predetermined temperature after that, and making it a streak not occur as a fine crystal grain organization in the meantime, and heat-treating henceforth. In a Japanese-Patent-Application-No. No. 205251 [ 11 to ] official report, it is the amount of simple substance Si of 30 ppm. The simple substance Si particle 0.5 micrometers or more in the following and an anodic oxide film is 2 200 pieces/mm. It is the following and tensile strength is 145-180MPa. The manufacture approach of the base material for the lithography versions and the base material for the lithography versions which had the forced cooling which follows more than recovery temperature and it in whenever [ behind the last pass / board temperature ] at least controlled by cold rolling is shown.

[0012] The method of excelling hot rolling board thickness in 3.0mm or less, and the surface quality and handling nature of cold rolling which makes termination temperature at least 100-200 degrees C, and manufacturing the cheap lithography version at the process of homogenization, hot rolling, and cold rolling, is proposed by JP,11-229101,A. The manufacture approach of the blank for the lithography versions which hot-roll in JP,11-256293,A with two or more pass by carrying out at the homogenization temperature of 350-480 degrees C, it is made to un-recrystallize behind the last pass, and obtains crystal grain with a mean particle diameter of less than 50 micrometers is proposed.

[0013] It contains in JP,63-15978,B 0.02 - 0.20 % of the weight of Zr, and the heat-resistant good base material for the lithography versions which does not produce recrystallization to the temperature of 320 degrees C is proposed.

[0014]

[Problem(s) to be Solved by the Invention] The following properties are required for the aluminum blank for the lithography versions.

(1) In order to obtain good print durability, it is necessary to raise water retention and the adhesion of a film. Therefore, it is required for a blank to acquire homogeneity and a precise split face easily by the surface roughening process.

(2) When you manufacture a base material, the processing nonuniformity called SUTORIKUSU and image quality nonuniformity should not appear.

(3) Sufficient reinforcement is required so that the blemish of a depression etc. may not be attached by the impact at the time of conveyance or handling. Furthermore, the bending workability when fixing to a printing machine printing cylinder is required. Moreover, fatigue strength is required in order to secure the endurance over the repeated stress at the time of printing. For that, it is 145-190MPa about the tensile strength of a blank. It is necessary to make it high to extent.

(4) Generally as a way stage of the improvement in print durability, the approach of heat-

treating at the elevated temperature after a development (processing called burning) is often performed. although the usual burning processing is based also on the constituent which forms the image -- the temperature of 200-280 degrees C -- it is heated about 3 to 7 minutes. Although the reinforcement of a blank falls by this processing, the proof stress after 270 degrees C and the burning processing for 7 minutes is 100MPa(s). A certain thing is above needed.

(5) During printing, it is required for ink to be unable to adhere to the non-image section easily. Such a property is called ink-proof dirt nature. However, in the above conventional general printing version blank and its manufacture approach, the advantage was very difficult to fulfill all the above-mentioned properties of a certain thing to coincidence respectively. Since this invention satisfies all properties, then, the presentation of the aluminium alloy, By controlling the number of the simple substance Si more than the amount of dissolution of an alloy content, the amount of compound components of the amount of dissolution, surface crystal grain size, the crystal grain size of heart fields other than a surface and the elongation percentage of the crystal grain, the amount of simple substance Si, and a certain size It aims at offering the blank which satisfies all properties required for the blank for the lithography versions.

[0015] Furthermore, desire of the cost cut is carried out to the aluminium alloy base material for the lithography versions in recent years. The simplification of a production process is considered as the cure. Especially in this invention, an abbreviation and cold rolling process of intermediate annealing are simplified, and in order to control the debasement used as some evils in the simplification, it aims at offering the manufacture approach of the aluminium alloy blank for the lithography versions which controlled the hot rolling approach and the cold rolling approach.

[0016]

[Means for Solving the Problem] In order to attain said purpose, in this invention, the number of the simple substance Si more than each amount of dissolution of the aluminium alloy presentation of a blank and a specific alloy content and the amount of compound dissolution, the crystal grain size of a blank surface field, an elongation percentage (ratio of die length/width of face) and the crystal grain size of a blank heart field, the amount of simple substance Si, and specific size is controlled.

[0017] Namely, the aluminium alloy blank for the lithography versions by this invention (1) -- following component: -- Fe:0.10 - 0.40wt% and Si:0.03 - 0.15wt% -- Cu: 0.004 - 0.020wt% and Ti:0.01 - 0.05wt%, Mg: 0.002 - 0.02wt% and Zr:0.001 - 0.030wt%, B:0.0001 - 0.02wt% and the remainder : It consists of aluminum and an unescapable impurity element. However, the amount of Fe dissolution is 30 ppm. The following and the amount of Cu dissolution are 100 ppm. Following, The amount of Zr dissolution is 200 ppm. It is amount  $\geq$  of amount  $+(1/2)$  Zr dissolution of Fe dissolution 25ppm the following. (2) The surface field to a depth of 20 micrometers at least from a plate front face The following conditions (A), (B) The crystal grain width of face sD of the direction of a right angle is less than 100 micrometers at less than 50 micrometers and maximum in the average to :(A) rolling direction. As opposed to the (B) above-mentioned crystal grain width of face sD the crystal grain die length sL of a rolling direction And 10 or more times, To the rolling direction in the heart field of 2/3 or more thickness of the board thickness which is a \*\*\*\*\* cold rolling processing organization and is in (3) board-thickness center section, the crystal grain width of face cD of the direction of a right angle The proof stress after the burning processing whose (4) board thickness is 0.1-0.5mm and whose tensile strength it is 100 micrometers or more by the average, and is for [ 145-190MPa and 270 degree-Cx ] 7 minutes is 100MPa(s). It is above and the amount of (5) simple-substance Si is 30 ppm. Below In per 0.5-micrometer depth of a blank, it is made a projected area diameter, and, for particle size, the simple substance Si 0.5 micrometers or more is 2 200 pieces/mm. It is characterized by what is been the following.



[0018] The manufacture approach of the aluminium alloy blank for the lithography versions of this invention Fe: 0.10 - 0.40wt% and Si:0.03 - 0.15wt%, Cu: 0.004 - 0.020wt% and Ti:0.01 - 0.05wt%, Mg: 0.002 - 0.02wt% and Zr:0.001 - 0.030wt%, B:0.0001 - 0.02wt% and the remainder : the aluminium alloy slab which consists of aluminum and an unescapable impurity element After not homogenizing or homogenizing at less than 550 degrees C It is the approach of hot-rolling, cold-rolling after that and setting right if needed. the above-mentioned hot rolling -- following condition: -- initiation temperature [ of hot rolling ]: -- 300-480 degrees C Initiation temperature of the last pass: 300-380 degrees C, termination temperature:320-380 degree C of the last pass, and rate of strain:15 of the last pass/sec The above and board thickness after hot rolling: It is characterized by what it carries out in 4.5-10mm, and the above-mentioned cold rolling is performed without intermediate annealing for after that.

[0019] In the desirable mode of this invention, even if there is little said cold rolling, whenever [ behind the last pass / board temperature ] is more than recovery temperature, and forced cooling is performed after this last pass.

[0020] In the still more desirable mode of this invention, the recovery temperature after said cold rolling is 100 degrees C or more, and said forced cooling is performed with the above cooling rate by 5-degree-C/.

[0021] This invention controls chemical composition as a basic condition for satisfying all properties in the aluminium alloy blank for the lithography versions of 0.1-0.5mm thickness. It is 145-190MPa about the tensile strength of the blank for aluminium alloy base materials for the lithography versions by restricting each amount of dissolution of Fe, Cu, and Zr to below a specific value. It controls. On the other hand, they are 100MPa(s) about the proof stress after processing for 270 degrees C and 7 minutes in thermal resistance by securing the amount of compound dissolution of Fe and Zr of amount of Fe dissolution  $+(1/2)$  Zr dissolution, i.e., the amount, beyond a specific value. It controls above. Furthermore, in the surface field of a blank, SUTORIKUSU at the time of a blank carrying out a surface roughening process and considering as a base material and generating of image quality nonuniformity are controlled by making it large beyond a specific value, the ratio, i.e., the elongation percentage, of the crystal grain die length sL (crystal grain size of a rolling direction) to the above-mentioned crystal grain width of face sD, at the same time it makes small crystal grain width of face sD (it is the crystal grain size of the direction of a right angle to a rolling direction) below at a specific value. Moreover, it is 145-190MPa about tensile strength by making crystal grain width of face cD (it being the crystal grain size of the direction of a right angle to a rolling direction) large beyond a specific value in the heart field of a blank. It controls. And while restricting the amount of simple substance Si to below a specific value, good ink-proof dirt nature is secured by making it a projected area diameter especially in a surface field, and restricting the number of the simple substance Si of large size with a particle size of 0.5 micrometers or more to below a specific value. Here, "a simple substance Si" points out what deposits as an Si particle, without dissolving in an alloy among Si contained into the alloy.

[0022] Moreover, in the manufacture approach of the blank for aluminium alloy base materials of this invention for the lithography versions, chemical composition is controlled as a basic condition for satisfying all the above-mentioned properties. When not homogenizing or carrying out, while being able to reduce each amount of dissolution of Fe, Cu, and Zr below to a specific value by restricting homogenization temperature to under a specific value, and controlling the initiation temperature of hot rolling, the amount of compound dissolution, i.e., the amount, of Fe and Zr of amount of Fe dissolution  $+(1/2)$  Zr dissolution is securable beyond a specific value. By controlling the initiation temperature of hot rolling, the last pass initiation temperature of hot rolling, the termination temperature of hot rolling, the rate of strain of the last pass of hot rolling, and the termination board thickness of hot rolling, while die length can be enlarged small [ it is long and slender, namely, / width of face ], detailed and crystal grain in

a heart field can be made big and rough for the crystal grain in the surface section. [0023] Furthermore, even if it does not perform intermediate annealing in the middle of cold rolling by carrying out whenever [ behind the last pass of cold rolling / board temperature ] at least more than the recovery temperature of a plate, the plate work hardened is softened and desired reinforcement and board thickness can be secured. A deposit of a simple substance Si is controlled by considering as forced cooling from the temperature more than recovery temperature after cold rolling at coincidence. This has suitable reinforcement and the aluminium alloy blank for the lithography versions by which the ink dirt of the non-image section was controlled during printing can be manufactured.

[0024]

[Embodiment of the Invention] First, the reason for component limitation of the aluminium alloy in this invention is explained.

<Fe:0.10 - 0.40wt%> Fe is an element required in order to generate the intermetallic compound of an aluminum-Fe system and an aluminum-Fe-Si system and to make detailed crystal grain at the time of casting. It is effective in securing reinforcement with it. Since the detailed-ized effectiveness of the crystal grain of cast structure is not acquired for Fe content less than [ 0.10wt% ] but big and rough crystal grain exists, the appearance homogeneity of the surface roughening side acquired by the chemical or electrochemical surface roughening process is spoiled. On the other hand, if Fe content exceeds 0.40wt(s)%, the big and rough compound of an aluminum-Fe system and an aluminum-Fe-Si system will be formed, the localization-ununiformity of chemical property will become remarkable, the pit configuration of a chemical surface roughening side or an electrochemical-surface-roughening side will become uneven, and water retention will fall. In addition, since Fe is also the element usually contained as an impurity element in aluminum alloy, and it needs to use aluminum alloy with high purity as a raw material for reducing Fe content less than [ 0.10wt% ], it also becomes a cost rise.

With Fe, <Si:0.03 - 0.15wt%> Si is an element required for formation of the detailed intermetallic compound of an aluminum-Fe-Si system, and, less than [ 0.03wt% ], Si content runs short of the effectiveness. If Si content exceeds 0.15wt(s)%, the big and rough compound of an aluminum-Fe-Si system will be formed, the localization-ununiformity of chemical property will become remarkable, the pit configuration of a chemical surface roughening side or an electrochemical-surface-roughening side will become uneven, and water retention will fall. Furthermore, since a simple substance Si will generate and the ink dirt nature of the non-image section will be promoted if Si content becomes superfluous, it is not desirable. Moreover, Si is also the element contained in the aluminium alloy as an impurity like Fe, and it becomes a cost rise as well as reduction of Fe to reduce the amount of Si less than [ 0.03wt% ].

<Cu:0.004 - 0.020wt%> Cu is an element which influences electrochemical surface roughening greatly. If Cu content is made more than 0.004wt%, since the pit consistency of an electrochemical-surface-roughening side can be made suitable, it is desirable. On the other hand, if Cu content exceeds 0.020wt(s)%, the pit consistency of an electrochemical-surface-roughening side becomes low, pit size will be too large or a non-etched field (surface roughening unfinished section) will be generated. This spoils the water retention of the non-image section. Furthermore, since the ink dirt nature under printing is promoted, it is not desirable. Furthermore, both the amounts of Cu dissolution will increase as if Cu content increases again, consequently tensile strength will become high across the proper range.

<Ti:0.01 - 0.05wt%, and B:0.0001 - 0.02wt %> -- Ti and B are effective in grain refining of cast structure. Therefore, it is divided on the occasion of casting, and is effective in prevention of generating, and effective in SUTORIKUSU generating prevention of the surface roughening side resulting from coarsening of cast structure. Moreover, it is added with Ti and B is effective

in grain refining of cast structure. The effectiveness is larger than the case where only Ti is added. It is desirable that Ti considers and B considers as 0.0001 - 0.02wt% 0.01 - 0.05wt%.

[0025] <Mg:0.002 - 0.02wt%> Mg can delay a deposit of a simple substance Si, and can extend the allowed time to quick cooling initiation from from [ after cold rolling completing more than recovery temperature ]. Thereby, the activity of forced cooling can be done easy. Moreover, since a deposit of a simple substance Si can be delayed by existence of Mg, corresponding to a part for the delay, temperature of the plate at the time of cold rolling can be made high. Therefore, tensile strength can be easily reduced with cold rolling at high temperature. There is little effectiveness above-mentioned [ Mg content ] less than [ 0.002wt% ]. On the other hand, if Mg content exceeds 0.02wt(s)%, recovery of a cold rolling plate will become difficult, tensile strength will become high too much, and it will be hard coming to give desired reinforcement.

[0026] <Zr:0.005 - 0.030wt%> Zr is effective in improving thermal resistance (burning-proof nature). Less than [ 0.005wt% ], the effectiveness runs short of Zr contents. On the other hand, although Zr content of thermal resistance is good at more than 0.030wt%, tensile strength will become high too much. Furthermore, the appearance homogeneity of a chemical surface roughening side or an electrochemical-surface-roughening side is spoiled by the existence of big and rough crystal grain to which the recrystallization grain of an aluminium alloy blank will not be large.

[0027] The amount of <Fe dissolution: 30 ppm The following, the amount of Cu dissolution: 100 ppm The amount of following >Fe dissolution and the amount of Cu dissolution influence recovery of a cold rolling plate, and the amount of dissolution of Fe is 30 ppm. The amount of dissolution of Cu is 100 ppm above. Recovery of a cold rolling plate becomes it difficult that it is above, tensile strength becomes high too much, and it is hard coming to give desired reinforcement.

[0028] The amount of <Zr dissolution is 200 ppm. The following > dissolution Zr has effectiveness in heat-resistant (burning-proof nature) improvement. However, the amount of Zr dissolution is 200 ppm. Although thermal resistance is good in it being above, it is hard coming to carry out recovery of a cold rolling plate, and tensile strength will become high too much. Furthermore, the recrystallization grain of an aluminum plate becomes large and the appearance homogeneity of a chemical surface roughening side or an electrochemical-surface-roughening side is spoiled by existence of big and rough crystal grain.

[0029] <Amount >=of Fe+(1/2) Zr dissolution 25ppm> The amount of amount of Fe dissolution and Zr dissolution also has effectiveness in thermal resistance (burning-proof nature) in a minute amount, respectively. However, as mentioned above, along with the increment in the amount of dissolution of Fe and Zr, it is hard coming to carry out recovery of a cold rolling plate, and tensile strength (tensile strength) will become high too much. Then, as a result of examining extent of the effectiveness, it turned out that amount >=of amount +(1/2) Zr dissolution of Fe dissolution 25ppm, then thermal resistance are not spoiled.

[0030] Although Mn, Cr, V, Zn, nickel, Ga, Li, Be, etc. may contain as a <impurity element> impurity element, if these impurities are the minute amounts of less than [ 0.05wt% ] extent, a big bad influence will not give.

[0031] It considers as the cold rolling processing organization where the crystal grain width of face sD of the direction of a right angle is less than 100 micrometers at less than 50 micrometers and maximum in the average to the following conditions (A) and (B):(A) rolling direction about the surface field to a depth of 20 micrometers at least from the crystal grain width of face sD of a surface field, and a <die-length sL> plate front face, and the crystal grain die length sL of a rolling direction fills 10 or more times to the (B) above-mentioned crystal grain width of face sD. Thereby, generating of the remarkable image quality nonuniformity of an appearance is prevented in the case of a surface roughening process by considering the

surface field of a blank as the cold rolling processing organization of the crystal grain size of the above-mentioned convention range. The surface field of a blank is equivalent to the field removed by the surface roughening process of a blank here.

[0032] Crystal grain width of face cD of the direction of a right angle is set to 100 micrometers or more by the average in the rolling direction in the heart field of  $\frac{2}{3}$  or more thickness of the board thickness in the <crystal grain width of face cD of heart field> board thickness center section. Thus, by having limited the crystal grain size of a heart field, the condition of a cold rolling plate being recovered and having predetermined tensile strength is secured. A heart field is sheep recrystallized structure at the time of hot rolling, or recovery of a cold rolling plate becomes it difficult that it is less than 100 micrometers in particle size, and tensile strength will become high too much. Moreover, in the state of un-recrystallizing, a simple substance Si becomes easy to deposit during cooling of empty cooling after hot rolling termination etc., a deposit of a simple substance Si will be further promoted [ that the amount of simple substance Si increases, and ] also during cold working, and the amount of simple substance Si is 30 ppm as a result. It exceeds and is not suitable.

[0033] The amount of <number of amount of simple substance Si and large simple substance Si> simple substance Si is 30 ppm. It considers as the following, it is made a projected area diameter, and particle size makes the number of the simple substance Si 0.5 micrometers or more two or less [ 200 //mm ]. Being easy to produce the deposit to a simple substance Si into the high part of dislocation density from Si which is dissolving in aluminum matrix intensively, in the manufacture process of a blank in which rearrangement generating is repeated by rolling, the opportunity of a deposit always exists. A deposit is promoted especially in a rolling process in the recovery temperature region below recrystallizing temperature. The amount of simple substance Si is 30 ppm. If it exceeds, the big and rough simple substance Si which it deposited, and gathered and carried out clustering is [ by a large number / become ] easy to be generated and is not desirable. Since the depositing simple substance Si is hard to anodize and it is hard to let a current pass in anodic oxide film processing of a blank, the coat formed in a deposit part becomes thin, and the coat of uniform thickness becomes difficult to get. A thin coat part is easy to be corroded by the dampening water repeated during printing, and since ink tends to adhere, a corrosion part causes ink dirt generating. Since the thickness of the anodic oxide film formed in the surface roughening side of a blank is usually 0.1-1.0 micrometers, if the size of a simple substance Si becomes large, the big and rough simple substance Si which the thickness of a coat is not only disturbed extremely, but exceeds the thickness of film further comes to exist. If the simple substance Si with a mean particle diameter of 0.5 micrometers or more recognizes a large number existence exceeding 2 200 pieces /mm on the front face of the base material obtained by the blank by carrying out coat processing, an ink dirt defect will actualize. The simple substance Si with a mean particle diameter of 0.5 micrometers or more is two or less [ 100 //mm ] preferably. Here, the mean particle diameter of a simple substance Si expresses measurement area with a circle equivalent diameter.

[0034] Next, the manufacture approach of the aluminium alloy blank for the lithography versions of this invention which satisfies the above-mentioned requirements is explained. Although manufacture of the aluminium alloy blank of this invention is fundamentally performed by the heating-hot rolling-cold rolling process for casting-facing-hot rolling, you may homogenize from heating for hot rolling before if needed, and leveler correction may be performed after the last cold rolling.

[0035] The aluminium alloy ingot of said presentation which performed and ingoted <casting-facing> raking out the slag processing etc. is cast with a conventional method. As this casting, semi-continuous casting is suitable. 500-600mm is suitable for the thickness of the ingot by which semi-continuous casting was carried out. Facing of the ingot front face is carried out

before hot rolling.

The homogenization heated to an elevated temperature rather than heating for hot rolling before heating for <homogenization> hot rolling may be performed. Homogenization may be performed before facing and you may carry out after facing. Temperature of homogenization is made into less than 550 degrees C. The holding time of homogenization is suitably chosen from the range of 30 minutes - about 24 hours, in order that the temperature of the whole ingot may equalize. It becomes about [ not being suitable ] and a cost rise and is not desirable, when the amount of Fe dissolution in an ingot, the amount of Cu dissolution, the amount of Zr dissolution, etc. become superfluous and it controls by the temperature of 550 degrees C or more, and maintenance of 24 hours or more to convention within the limits of this invention. From the temperature of homogenization, it may not wait for cooling but maintenance of whenever [ for hot rolling / stoving temperature ] may be started immediately. It may not be made to cool but, specifically, the ingot extracted from the homogenization furnace may be directly inserted in the heating furnace for hot rolling.

[0036] <Hot rolling> The ingot by which facing was carried out is hot-rolled. Heating for hot rolling is performed at the temperature of 300-480 degrees C. The holding time of heating for hot rolling is suitably chosen in 30 minutes - about 5 hours according to the thickness of an ingot etc., in order that the temperature of the whole ingot may equalize.

[0037] Initiation temperature of hot rolling is made into 300-480 degrees C. It cannot perform the hot rolling stabilized when lower than 300 degrees C, but if higher than 480 degrees C, the amount of Fe dissolution, the amount of Cu dissolution, and the amount of Zr dissolution will become superfluous, and a big and rough recrystallization grain not only generates in the middle of hot rolling pass, but they will exceed the convention range of this invention. Usually several rolling pass or more performs hot rolling.

[0038] In this invention, after controlling hot rolling initiation temperature as mentioned above, each amount of dissolution of Fe, Cu, and Zr and the amount of compound dissolution, the crystal grain size of a surface field, and the crystal grain size of a heart field are controllable to convention within the limits of this invention by controlling the last pass and termination board thickness of hot rolling as follows.

[The last pass and termination board thickness] of hot rolling

initiation temperature [ of the last pass ]: -- termination temperature [ of 300-380 degree-C last pass ]: -- rate of strain [ of 320-380 degree-C last pass ]: -- more than 15/sec -- termination board thickness [ of a ultimate-pressure total ]: -- in 4.5-10mm hot rolling, crystal grain size is controllable within the limits of the above-mentioned required for the aluminium alloy blank for the lithography versions of this invention by controlling the monograph affair of the last pass, and the board thickness after hot rolling termination as mentioned above. Although it was inadequate since only the termination temperature and termination board thickness of hot rolling were controlled by the conventional technique, in this invention, it succeeded in control of crystal grain size by controlling the initiation temperature of the last pass, and the rate of strain of the last pass. [ of control of crystal grain size ] Although the magnitude of the grain structure at the time of hot working or a subgrain organization is decided by the temperature and rate of strain at the time of hot working, it has the influence of the metal texture of a material. By this invention, the metal texture of a material controls by homogenization of less than 550 degrees C depending on whenever [ for hot rolling / chemical composition and stoving temperature ], and, the case. Furthermore, since coiling is usually carried out after hot rolling, the magnitude of the crystal grain after hot rolling is decided by the magnitude of the grain structure at the time of hot working, or a subgrain organization, and termination temperature of hot rolling. Here, when and rolling time amount is set to  $t$ , it expresses with  $v = \epsilon / t$  (sec<sup>-1</sup>) rate of strain  $v$ . [  $\epsilon$  ] the logarithm expressed with  $\epsilon = \ln(h_1/h_2)$  here when distortion  $\epsilon$  set board thickness in front of the last pass and behind the last

pass to h1 and h2, respectively -- it is distortion.

[0039] In order to control the crystal grain size of a surface field, and the crystal grain size of a heart field to convention within the limits required for the aluminium alloy blank for the lithography versions of this invention, it is necessary to control the last pass initiation temperature at the time of hot rolling, last pass termination temperature, the rate of strain of the last pass, and hot rolling termination board thickness as mentioned above. These conditions have influenced the grain structure, respectively and need to fulfill all conditions to coincidence. The reason for limitation of a monograph affair is as follows.

<> It is necessary to make last pass initiation temperature of last pass initiation temperature hot rolling into 300-380 degrees C. At less than 300 degrees C, the heart field of a hot rolling plate is [ last pass initiation temperature ] un-recrystallizing, and crystal grain with a mean particle diameter of 100 micrometers or more is not obtained. Moreover, if last pass initiation temperature exceeds 380 degrees C, since sufficient distortion is not introduced, the crystal grain of the hot rolling plate surface section will become big and rough, and the detailed crystal grain of the mean particle diameter of 50 micrometers or less and 100 micrometers or less of maximum grain sizes will not be obtained in the blank surface field after cold rolling.

<> It is necessary to make termination temperature of termination temperature hot rolling of hot rolling into 320-380 degrees C. Since the hot rolling plate after hot rolling termination is usually rolled round and becomes a coil, it will be held at temperature almost equivalent to a certain amount of time amount and hot rolling termination temperature. Even if hot rolling termination temperature is held at this temperature in the state of a coil by less than 300 degrees C, the heart field of a hot rolling plate is still un-recrystallizing, and crystal grain with a mean particle diameter of 100 micrometers or more is not obtained. On the other hand, if hot rolling termination temperature exceeds 380 degrees C, if held in the state of a coil at this temperature, recrystallization will break out, the crystal grain of the hot rolling plate surface section will become big and rough, and the detailed crystal grain of the mean particle diameter of 50 micrometers or less and 100 micrometers or less of maximum grain sizes will not be obtained in the blank surface field after cold rolling.

<> The rate of strain of the last pass of rate of strain hot rolling of the last pass are 15/sec. It is necessary to consider as the above. As above-mentioned, rate of strain make distortion and rolling time amount the parameter, and are functions, such as a rolling rate, a diameter of a reduction roll, and a rolling draft. Sufficient processing distortion is not obtained. rate of strain -- under 15-/sec -- (1) -- The crystal grain of the hot rolling plate surface section becomes big and rough, and it sets to the blank surface field after cold rolling. The mean particle diameter of 50 micrometers or less, The detailed crystal grain of 100 micrometers or less of maximum grain sizes is not obtained, processing distortion is not introduced even into (2) heart field, but the heart field of a hot rolling plate is un-recrystallizing, and crystal grain with a mean particle diameter of 100 micrometers or more is not obtained.

<> The termination board thickness of hot rolling termination board thickness hot rolling is 4.5-10mm. If termination board thickness is thinner than 4.5mm, since the temperature fall under hot rolling is large, hot rolling termination temperature required for this invention is not securable. On the other hand, if the termination board thickness of hot rolling is thicker than 10mm, distortion is not introduced even into (1) heart field, required recrystallization grain size cannot be obtained, and required numbers of passes increase in the cold rolling after (2), and while becoming a cost rise, it is restrained to the abbreviation of intermediate annealing.

[0040] It cold-rolls after <cold rolling> hot rolling. Intermediate annealing under cold rolling is omitted, and a production process is simplified and the cost is cut down. In order to cancel hardening by strip processing, the cold rolling plate which omitted intermediate annealing cold-rolls so that the temperature of the plate after the last cold rolling pass may turn into more than the recovery temperature of a plate at least. The recovery temperature of a plate differs in the



alloy presentation of an ingot and the amount of Fe dissolution, the amount of Cu dissolution, the amount of Zr dissolution, and the amount of are recording distortion of processing. If an alloy presentation and each amount of dissolution of Fe, Cu, and Zr are convention within the limits of \*\*\*\*\*, recovery will begin at the temperature of about 100 degrees C by processing of 50% of rolling drafts. Recovery is started more at low temperature and restorative extent also becomes high, so that workability is so high that each amount of dissolution of Fe, Cu, and Zr is low. On the other hand, when each amount of dissolution of Fe, Cu, and Zr is high, or when workability is low, it starts at an elevated temperature more and restorative extent of recovery is also low. The following approaches can be considered in order to carry out temperature of a plate to more than recovery temperature in cold rolling. For example, the initial temperature of the coil to cold-roll is heated more than recovery temperature, and cold rolling is started. However, the big energy-saving effectiveness is not acquired by this approach. Moreover, when starting the initial temperature of the coil to cold-roll from near the room temperature, the rolling reduction of cold working is set up greatly and a plate is made to generate temperature increase by plastic working. This approach becomes energy saving and is effective in the ability to reduce the count of rolling. It is desirable to make rolling reduction into 40% or more for that purpose, and considering as 45% or more is still more desirable.

[0041] The approach that it is the most desirable in order to secure more than recovery temperature after the last pass at least is carrying out a plate quickly by the temperature increase by plastic working by the deformation more than recovery temperature, carrying out plastic deformation of the plate like the latter. When the approach is cold-rolled by part for 500-2000m/in rolling rate and the plate of 6mm thickness of a room temperature (40 degrees C) is cold-rolled in 3mm thickness (50% of rolling reduction), whenever [ board temperature ] goes up at about 100 degrees C. then, this 100-degree C plate -- 1mm thickness (67% of rolling reduction) -- until -- rolling raises whenever [ board temperature ] at about 150 degrees C. If the plate which went up more than this recovery temperature is rolled out in 0.5mm thickness (50% of rolling reduction), whenever [ board temperature ] will go up at about 170 degrees C. If this plate is further rolled out in 0.25mm thickness (50% of rolling reduction) as a ultimate-pressure total, the heat release per unit volume from a plate will become large, and whenever [ board temperature ] will become about 130 degrees C. Also whenever [ this board temperature ] is enough for a restorative manifestation. In this case, the amount of processing distortion accumulated during cold rolling is also very high.

[0042] As for the last cold-rolled plate rolled round at this temperature, Si to which recovery is dissolving during cooling of the long duration of air-cooling extent since the amount of residual distortion is large, although it goes on is easy to deposit as a simple substance Si. then, after cold rolling termination -- immediately -- or it is desirable to give forced cooling within 10 minutes and to consider as 80 degrees C or less. As for the cooling rate of forced cooling, the above serves as a standard by 5-degree-C/. As the approach of forced cooling, the approach using refrigerants, such as the approach of letting a cooling room pass immediately after the last cold rolling, an approach immersed into a refrigerant in the rolled-round coil, and the approach of applying a refrigerant to a coil, is desirable. Thus, at least, after the cold rolling last pass, immediately after the last cold rolling, it cools quickly and the deposit to the simple substance Si of Dissolution Si is controlled still more preferably [ it is desirable and ] within 10 minutes.

[0043] On the other hand, even if it performs a cold rolling process by whenever [ above-mentioned board temperature ], when there is more at least one of each of the amount of dissolution of Fe, Cu, and Zr than the limit range of this invention, in order that a dissolution atom may suppress recovery of distortion, recovery is not fully performed. In this case, securing sufficient recovery and making recovery temperature into an elevated temperature 190 degrees C or more not only stimulates a deposit of a simple substance Si, but it will

deviate from the usual cold rolling conditions, and it is unsuitable. When cold-rolling in consideration of the above terms and conditions Even if it skips an intermediate-annealing process, it is 30 ppm about 145-190MPa and the amount of simple substance Si in the tensile strength (tensile strength) of a cold rolling plate. When the following blanks are obtained and an anodic oxide film moreover forms 0.1-1.0 micrometers in a surface roughening process side It is made a projected area diameter into this anodic oxide film, and, for particle size, the simple substance Si 0.5 micrometers or more is 2 200 pieces/mm. The aluminium alloy base material for the lithography versions which is the following can be obtained.

[0044]

[Example] [Example 1]

The aluminium alloy molten metal of the various chemical composition shown in the <preparation of ingot> table 1 was ingoted. Each aluminium alloy molten metal considered as the aluminium alloy ingot with a thickness of 560mm by the semi-continuous casting method, and carried out to 540mm in thickness by double-sided facing.

[0045]

[Table 1]

表 1

合金符号	化学組成 (wt%)							備考
	Fe	Si	Cu	Ti	Mg	Zr	B	
A	0.32	0.07	0.013	0.03	0.008	0.015	0.0007	本発明合金
B	0.25	0.06	0.010	0.02	0.005	0.020	0.0005	
C	0.18	0.08	0.010	0.03	0.012	0.010	0.0010	
D	0.22	0.12	0.008	0.03	0.015	0.010	0.0008	
E	0.25	0.10	0.011	0.03	0.010	0.009	0.0007	
F	0.30	0.10	0.007	0.02	0.011	0.006	0.0004	
G	0.33	0.07	0.013	0.03	#0.030	0.010	0.0009	比較合金
H	0.28	0.06	0.010	0.02	#0.001	0.009	0.0007	
I	0.31	0.06	0.012	0.03	0.012	#0.035	0.0011	
J	0.29	0.07	0.011	0.02	0.006	#0.001	0.0008	

(#) 本発明の範囲外であることを示す。

[0046] After homogenizing maintenance at the temperature of 500 degrees C to <hot rolling>, next the above-mentioned ingot for 2 hours, in the same furnace, it lowered to the hot rolling initiation temperature of 390 degrees C, and held to them for 1 hour. Using the reversible-type hot rolling mill of 900mm of diameters phi of a work roll, it hot-rolled on 15 times of rolling numbers of passes, and the conditions for 10 seconds - each time amount 1.5 minutes between pass, and the hot rolling plate with a thickness of 6mm was obtained. Here, the last pass of hot rolling was performed at pressing down (67% of rolling reduction) to 6mm thickness from 18mm thickness, and the last pass initiation temperature of 360 degrees C, and ended hot rolling at 350 degrees C. The rolling rate of the last pass was considered as a part for 100m/. Rolling time amount was 0.044 seconds, distortion (logarithm distortion) was 1.10 and rate of strain  $\dot{\epsilon}$  was 25.0 sec<sup>-1</sup>.

[0047] <Cold rolling>, next the hot rolling plate of a room temperature (40 degrees C) were cold-rolled. The cold rolling rate was considered as a part for 500-2000m/. However, the rolling rate was made quick as plate thickness became thin. The method of cold rolling rolled round the cold rolling plate after each pass, used it as the coil, and was made into the method with



which degree pass is presented. The first pass of cold rolling was performed by -> with a plate thickness of 6mm 3mm. Rolling termination temperature was 90 degrees C. Immediately, the second pass of cold rolling was performed by -> with a plate thickness of 3mm 1mm. Rolling termination temperature was 150 degrees C. Then, forced cooling was performed by part for cooling rate/of 10 degrees C to 110 degrees C. Forced cooling placed the coil into the tub, sprayed oily refrigerant liquid and cooled. And the third pass of cold rolling was performed by -> with a plate thickness of 1mm 0.5mm. Rolling termination temperature was 150 degrees C. Immediately, the fourth pass of cold rolling was performed by 0.5mm -> 0.24mm. Rolling termination temperature was 120 degrees C. The coil which cold rolling ended was cooled quickly with 10-degree-C cooling rate for /to the room temperature. The cooling approach was performed like the quick cooling approach after the second pass of cold rolling. Then, it set right by the tension leveler and the aluminium alloy blank for the lithography versions was obtained.

[0048] About each aluminium alloy blank of the example of this invention of alloy sign A-J obtained by the <evaluation of property> above, and the example of a comparison, with the evaluation and the measuring method explained by following the (1) - (10) (A) About a hot rolling plate, crystal grain width of face (it is the crystal grain size of the direction of a right angle to a rolling direction) of the surface section, and crystal grain width of face of a heart field, (B) About the aluminium alloy blank obtained by cold rolling, Fe, Each amount of dissolution of Cu and Zr, the amount of simple substance Si, and the number of the simple substance Si with a mean particle diameter of 0.5 micrometers or more, The crystal grain width of face of a surface field and an elongation percentage, the crystal grain width of face of a heart field, the homogeneity of the electrolysis surface roughening side after an electrolysis surface roughening process, the homogeneity of a surface roughening appearance, tensile strength, the proof stress after burning processing, and ink dirt nature were evaluated and measured. A result is shown in Table 2.

[0049] (1) The surface section and a heart field were made to expose the hot rolling plate of the aluminium alloy of each measurement of the crystal grain size of a hot rolling plate by electrolytic polishing etc., and the polarization microscope performed crystal grain observation after anodizing with Barker Mr. liquid (11ml / 1 HOUFUTSU acid solution). Crystal grain width of face (it is the size of the direction of a right angle to a rolling direction) was measured using the straight-line method. In addition, polarization microscope observation was performed by 400 times, measurement about a segment with a die length of 60mm (actual die length of 150 micrometers) was performed by ten places on the photograph, and the average was used. The big thing of crystal grain observed for the low scale factor.

[0050] (2) The measurement aluminium alloy blank of each amount of dissolution of Fe, Cu, and Zr was dissolved with the heat phenol, the extract with a citric-acid solution separated the dissolved matrix and the detailed intermetallic compound which overcame filtration and filtration for the intermetallic compound as a dissolution residue 10%, and the amount of each of Fe, Cu, and Zr as an element with which it dissolved in the filtrate was measured with ICP AEM equipment.

[0051] (3) The measurement aluminium alloy blank of the amount of simple substance Si was dissolved with the solution of HCl:H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>=1:1, and the NaOH solution decomposed filtration residue, it neutralized, the ammonium molybdate was added, and cay molybdenum yellow was made to generate. When concentration was deep, returned with sulfonic-acid reduction liquid, molybdenum blue was made to generate, the absorbance was measured, it converted from the calibration curve, and the amount of simple substance Si was calculated.

[0052] (4) 0.5-micrometer depth etching of the blank for measurement aluminium alloy base materials of the simple substance Si number with a particle size of 0.5 micrometers or more was carried out very slowly by NaOH 1%, and, subsequently mapping analysis of Fe and Si

was performed by the X-ray microanalyser. The circle conversion of the area in which an applicable particle occupies only Si which does not coexist with this inner Fe using image-analysis equipment (LUZEX made from NIREKO F) were carried out, and that diameter was made into mean particle diameter. This circle equivalent diameter counted the thing 0.5 micrometers or more. In addition, the intermetallic compound and the simple substance Si existed, the SEM observation image was in agreement with the particle detected by Fe and Si mapping analysis, and it was considered by the front face etched by NaOH 1% for the mapping analysis result of that these remain by etching and Fe in an X-ray microanalyser, and Si to be what exists in an equivalent for etched 0.5-micrometer depth.

[0053] (5) The surface field of a front face to 10-micrometer depth and the front face to 120 micrometers heart field were made to expose the measurement aluminium alloy blank of the crystal grain size of an aluminium alloy blank by electrolytic polishing etc., and the polarization microscope performed crystal grain observation after anodizing with Barker Mr. liquid (11ml / 1 HOUFUTSU acid solution). A straight-line method is used and it is the elongation percentage (ratio of die length to crystal grain width of face.) of the crystal grain of crystal grain width of face (it is the crystal grain size of the direction of a right angle to a rolling direction), and a surface field. Die length = the crystal grain size of a rolling direction was measured. In addition, about crystal grain width of face, polarization microscope observation was performed by 400 times, measurement about a segment with a die length of 60mm (actual die length of 150 micrometers) was performed by ten places on the photograph, and the average was used. The big thing of crystal grain observed for the low scale factor. About the elongation percentage of a crystal, polarization microscope observation was performed by 100 times, width of face and die length were measured about 50 crystal grain of arbitration, and the average was used. Fundamentally, the crystal grain of the blank obtained by cold rolling was [ only being lengthened by cold rolling, and ], and crystal grain width of face was equivalent to the crystal grain width of face of a hot rolling plate. Furthermore, the elongation percentage of crystal grain was also equivalent to the elongation percentage of the plate cold-rolled from the hot rolling plate.

[0054] (6) After carrying out brush graining of the homogeneous evaluation aluminium alloy blank of an electrolysis surface roughening side in the suspension of BAMISUTON/water, alkali etching and a desmut treatment were performed. Next, the power source in which a polarity has the electrolysis wave exchanged by turns is used, and quantity of electricity is 150C / dm<sup>2</sup> in 1% nitric acid at the time of an anode plate. The becoming electrolytic etching performed electrolysis surface roughening. After washing in a sulfuric acid, the front face was observed with the scanning electron microscope (SEM). evaluation -- grain -- what has many "fitness (O)" and un-dirty section to a uniform thing, and what has uneven grain were taken as "the defect (x)."

[0055] (7) After carrying out brush graining of the evaluation aluminium alloy blank of the appearance of an electrolysis surface roughening side in the suspension of BAMISUTON/water, alkali etching and a desmut treatment were performed. Next, the power source in which a polarity has the electrolysis wave exchanged by turns is used, and quantity of electricity is 150C / dm<sup>2</sup> in 1% nitric acid at the time of an anode plate. The becoming electrolytic etching performed electrolysis surface roughening. After washing in a sulfuric acid and making the anodic oxide film form in a sulfuric acid, surface visual observation estimated the homogeneity of an appearance. That by which such SUTORIKUSU that it is not uniform and slight that what has an appearance uniform [ evaluation ] can permit "fitness (O)" and an appearance etc. was observed did not have "he is a defect (delta) a little" and a uniform appearance, and that by which SUTORIKUSU etc. was observed was taken as "the defect (x)."

[0056] (8) The JISNo. 13 B test piece for tensile test was produced from the tensile strength

measurement aluminium alloy blank, the tension test was performed, and tensile strength  $\sigma_B$  was measured.

[0057] (9) After carrying out burning processing for 7 minutes for the measurement aluminium alloy blank of the proof stress after burning at 270 degrees C, the JISNo. 13 B test piece for tensile test was produced, the tension test was performed, and proof stress  $\sigma_{0.2}$  of the blank after burning processing were measured.

[0058] (10) The printing original edition was produced from the evaluation aluminium alloy blank of ink-proof dirt nature, it set to offset press KOR, 100,000 section printing was carried out, and visual evaluation of the existence of the ink dirt of the non-image section was carried out. It made "he is a defect (delta) a little" "fitness (O)" and the observed thing, and what was observed was made into "the defect (x)" for that by which ink dirt was not observed by this.

[0059]

[Table 2]

表 2

試料番号	合金符号	熱間圧延後の結晶粒組織				固溶量 (ppm)				単体Si量 (ppm)	0.5 μm以上の単体Si個数 (個/mm <sup>2</sup> )	素板の結晶粒組織				EG性 (*)	画質	引張強さ (MPa)	バッキング後の耐力 (MPa)	耐インキ汚れ性	備考
		表面平均 (μm)	表面最大 (μm)	芯平均 (μm)	Fe	Cu	Zr	Fe + 1/2 Zr	表面平均 (μm)			表面最大 (μm)	伸び率	芯平均 (μm)							
I-1	A	11	25	250	22	60	120	82	20	20	50	11	25	25	250	○	○	175	135	○	本発明例
I-2	B	11	25	250	20	60	180	100	25	25	65	11	25	25	250	○	○	175	135	○	本発明例
I-3	C	15	30	200	20	60	70	55	20	20	50	15	30	25	200	○	○	165	120	○	本発明例
I-4	D	14	30	250	22	55	75	60	25	25	70	14	30	25	250	○	○	175	120	○	本発明例
I-5	E	11	25	250	18	60	65	51	25	25	55	11	25	25	250	○	○	175	120	○	本発明例
I-6	F	11	25	250	21	50	50	46	25	25	55	11	25	25	250	○	○	180	110	○	本発明例
I-7	G	9	25	250	22	65	85	65	5	5		9	25	25	250	○	○	#220	130	○	比較例
I-8	H	13	30	250	18	60	70	53	#150	#800		13	30	25	250	○	○	160	125	×	比較例
I-9	I	#100	#400	350	15	65	#280	148	10	10	10	#100	#400	25	350	○	×	#200	160	○	比較例
I-10	J	10	30	250	20	60	#3	22	25	25	50	10	30	25	250	○	○	175	90	○	比較例

(\*) EG性：電解粗面化性

(#) 本発明の範囲外であることを示す。

[0060] As shown in Table 1 and 2, the sample number I-1 to I-6 which is an example of this invention By being hot rolling conditions and cold rolling conditions whenever [ for hot rolling / stoving temperature / of being / the chemical entity of an aluminium alloy / convention within the limits of this invention /, and convention within the limits of this invention ] When the big particle more than the amount of simple substance Si and the diameter of 0.5 micrometer also has few amounts of dissolution of Fe, Cu, and Zr of an aluminium alloy blank in tolerance and crystal grain size is in tolerance The uniform electrolysis surface roughening side was acquired, that a surface roughening side does not have SUTORIKUSU etc., the appearance

was uniform, and had required reinforcement, it excelled in thermal resistance, and the good blank of ink-proof dirt nature was obtained.

[0061] On the other hand, the sample number I-7 to I-10 which is an example of a comparison the chemical entity of an aluminium alloy -- a convention of this invention, in spite of having performed hot rolling and cold rolling on condition that convention within the limits of this invention, since it was out of range The amount of dissolution of Fe, Cu, and Zr of an aluminium alloy blank or the amount of simple substance Si, and the particle number and crystal grain size of a big particle more than the diameter of 0.5 micrometer become the outside of tolerance. Consequently, the uniform electrolysis surface roughening side or the surface roughening side was SUTORIKUSU among properties required for this invention, an appearance did not become an ununiformity, neither the outside of the required range on the strength nor thermal resistance was inferior, and required ink-proof dirt nature was not obtained. It is as [ example / of a comparison / each ] follows.

[0062] Since there were more amounts of Mg than the convention range of this invention, although the sample number I-7 of the example of a comparison cold-rolled on condition that convention within the limits of this invention among the chemical entities of an aluminium alloy, tensile strength has become the outside of tolerance. Since there were few amounts of Mg than the convention range of this invention, although the sample number I-8 of the example of a comparison carried out cold rolling and forced cooling on condition that convention within the limits of this invention among the chemical entities of an aluminium alloy, the number of the amount of simple substance Si and the big and rough simple substance Si 0.5 micrometers or more exceeded the convention range of this invention by the deposit under cold rolling, and required ink-proof dirt nature was not obtained. Among the chemical entities of an aluminium alloy, since there are more amounts of Zr than the convention range of this invention, the amount of Zr dissolution of the sample number I-9 of the example of a comparison also increases, and tensile strength has become the outside of the tolerance of this invention. Among the chemical entities of an aluminium alloy, since there are few amounts of Zr than the convention range of this invention, the sample number I-10 of the example of a comparison also has few amounts of Zr dissolution, and the proof stress after required burning-proof is not acquired.

[0063] [Example 2]

B:0.0004wt% [ Fe:0.32wt% / which is the chemical composition of convention within the limits of <preparation of ingot> this invention /, and Si:0.07wt%, and Cu:0.012wt%, and Ti:0.02wt%, and Mg:0.008wt%, and Zr:0.013wt%, and ] %, the remainder: The molten metal of the aluminium alloy which consists of aluminum and an unescapable impurity substantially was ingoted. This molten metal was made into the aluminium alloy ingot with a thickness of 560mm by the semi-continuous casting method, and it carried out to 540mm in thickness by double-sided facing.

After performing the homogenization held for 2 hours at the various temperature which showed <hot rolling>, next an aluminium alloy ingot in Table 3, without homogenizing, it held for 1 hour to the various hot rolling initiation temperature shown in Table 3. Using the reversible-type hot rolling mill of 900mm of diameters  $\phi$  of a work roll, it hot-rolled on 15 times of rolling numbers of passes, and the conditions for 10 seconds - each time amount 1.5 minutes between pass, and the hot rolling plate of the various thickness shown in Table 3 was obtained.

Homogenization temperature, hot rolling initiation temperature, hot rolling last pass initiation temperature, last pass dark room thickness, the last board thickness, last pass rate of strain, and hot rolling termination temperature are collectively shown in Table 3.

[0064]

[Table 3]

表 3

試料 番号	均質化 温度 (°C)	熱間圧延						備考
		熱間圧延 開始温度 (°C)	最終パス 開始温度 (°C)	最終パス 前板厚 (mm)	最終板厚 (mm)	歪み速度 (sec <sup>-1</sup> )	終了温度 (°C)	
II-1	530	390	360	16	6	22	350	本発明例
II-2	500	350	340	18	6	27	350	本発明例
II-3	なし	420	340	18	6	25	350	本発明例
II-4	なし	350	320	20	6	25	330	本発明例
II-5	500	360	370	20	8	21	340	本発明例
II-6	500	370	340	18	5	17	330	本発明例
II-7	なし	#550	#400	18	6	25	370	比較例
II-8	#600	430	370	18	6	25	360	比較例
II-9	なし	430	#400	18	6	25	360	比較例
II-10	なし	380	#290	18	6	25	#275	比較例
II-11	なし	450	#410	18	6	25	#390	比較例
II-12	なし	370	340	18	6	#7.5	#275	比較例
II-13	なし	400	360	10	6	#10	350	比較例
II-14	なし	400	360	18	6	#13.7	330	比較例
II-15	なし	380	350	15	4	25	340	比較例

(#) 本発明の範囲外であることを示す。

[0065] <Cold rolling>, next the hot rolling plate of a room temperature (40 degrees C) were cold-rolled. The cold rolling rate was considered as a part for 500-2000m/. However, the rolling rate was made quick as plate thickness became thin. The method of cold rolling rolled round the cold rolling plate after each pass, used it as the coil, and was made into the method with which degree pass is presented. The first pass of cold rolling was performed by -> with a plate thickness of 6mm 3mm. Rolling termination temperature was 90 degrees C. Immediately, the second pass of cold rolling was performed by -> with a plate thickness of 3mm 1mm. Rolling termination temperature was 150 degrees C. Then, forced cooling was performed by part for cooling rate/of 10 degrees C to 110 degrees C. Forced cooling put the coil on the spraying tub of oily refrigerant liquid, and performed it to it. And the third pass of cold rolling was performed by -> with a plate thickness of 1mm 0.5mm. Rolling termination temperature was 150 degrees C. Immediately, it went the fourth pass of cold rolling to 0.5mm -> 0.24mm. Rolling termination temperature was 120 degrees C. The coil which cold rolling ended was cooled quickly with 10-degree-C cooling rate for /to the room temperature. The cooling approach was performed like the quick cooling approach after the second pass of cold rolling. Then, it set right by the tension leveler and the aluminium alloy blank for the lithography versions was obtained.

[0066] With the evaluation and the measuring method explained in the example 1 about each aluminium alloy blank of the example of this invention of sample-number II-1-II-6 obtained by the <evaluation of property> above, and the example of II-7 - II-15 comparison (A) about the crystal grain width of face of the surface section of a hot rolling plate and the crystal grain width of face of a heart field, and the aluminium alloy blank obtained by (B) cold rolling Each amount of dissolution of Fe, Cu, and Zr, the amount of simple substance Si, and the number of the simple substance Si with a mean particle diameter of 0.5 micrometers or more, Evaluation and measurement of the crystal grain width of face of a surface field, an elongation percentage, the

crystal grain width of face of a heart field, the homogeneity of the electrolysis surface roughening side after an electrolysis surface roughening process, the homogeneity of a surface roughening appearance, tensile strength, the proof stress after burning processing, and ink dirt nature were performed. A result is shown in Table 4.

[0067]

[Table 4]

表 4

試料番号	熱間圧延板の結晶粒組織				固溶量 (ppm)				単体 Si 量 (ppm)	0.5 $\mu$ m 以上の単体 Si 個数 (個/mm <sup>2</sup> )	素板の結晶粒組織				EG 性 (*)	固質	引張強さ (MPa)	バーニング後の耐力 (MPa)	耐インキ汚れ性	備考
	表面平均 ( $\mu$ m)	表面最大 ( $\mu$ m)	芯平均 ( $\mu$ m)	芯平均 ( $\mu$ m)	Fe	Zr	Fe + 1/2 Zr	Fe			表面平均 ( $\mu$ m)	表面最大 ( $\mu$ m)	伸び率 (%)	芯平均 ( $\mu$ m)						
II-1	20	70	250	250	25	80	120	85	20	50	20	70	25	250	○	○	175	140	○	本発明例
II-2	15	50	200	200	20	60	110	75	20	40	15	50	25	200	○	○	170	125	○	本発明例
II-3	15	60	250	250	20	70	120	80	22	60	15	60	25	250	○	○	170	130	○	本発明例
II-4	11	40	250	250	15	60	110	80	25	50	11	40	25	250	○	○	165	115	○	本発明例
II-5	16	60	300	300	22	60	120	82	20	50	16	60	27	300	○	○	180	120	○	本発明例
II-6	12	40	200	200	20	60	110	75	20	50	12	40	17	200	○	○	170	120	○	本発明例
II-7	#200	#400	300	300	#65	#110	140	135	15	35	#200	#400	25	300	○	×	#220	150	○	比較例
II-8	30	60	#80	#80	#45	#120	140	115	15	35	30	60	25	#80	○	○	#200	150	○	比較例
II-9	#150	#250	300	300	25	80	140	95	20	50	#150	#250	25	300	○	×	175	135	○	比較例
II-10	5	20	#未再結晶	#未再結晶	20	60	120	80	#70	180	5	20	25	#20	○	○	#220	130	△	比較例
II-11	#200	#300	250	250	20	60	120	80	15	40	#200	#300	25	250	○	×	175	125	○	比較例
II-12	#100	#150	#未再結晶	#未再結晶	20	60	120	80	#50	150	#100	#150	25	#30	○	×	#200	120	○	比較例
II-13	#200	#300	#未再結晶	#未再結晶	30	70	120	80	#60	150	#200	#300	25	#20	○	×	#195	110	△	比較例
II-14	#80	#150	250	250	20	60	120	80	20	50	#80	#150	25	250	○	×	175	120	○	比較例
II-15	10	40	#70	#70	20	60	120	80	10	30	10	40	13	#70	○	○	#210	140	○	比較例

(\*) EG性：電解粗面化性

(#) 本発明の範囲外であることを示す。

[0068] In Table 3 and 4, sample-number II-1-II-6 which are an example of this invention When the chemical entity of an aluminium alloy is convention within the limits of this invention and a hot rolling condition and cold rolling conditions are convention within the limits of this invention

Each amount of dissolution of Fe, Cu, and Zr of an aluminium alloy blank is in tolerance. There are also few big particles more than the amount of simple substance Si and the diameter of 0.5 micrometer, and crystal grain size is in tolerance, consequently the uniform electrolysis surface roughening side was acquired, and the appearance was [ that a surface roughening side does not have SUTORIKUSU etc. ] uniform, and it had required reinforcement, and excelled in thermal resistance, and the good blank of ink-proof dirt nature was obtained.

[0069] Sample-number II-7-II-15 [ on the other hand, ] which are an example of a comparison whenever [ for hot rolling / stoving temperature ], or, hot rolling conditions -- a convention of this invention, although the chemical entity and cold rolling conditions of an aluminium alloy are convention within the limits of this invention, since it is out of range Each amount of dissolution of Fe, Cu, and Zr of an aluminium alloy blank or the amount of simple substance Si, and the big particle and crystal grain size more than the diameter of 0.5 micrometer become the outside of tolerance. Consequently, the uniform electrolysis surface roughening side or the surface roughening side was SUTORIKUSU among properties required for this invention, an appearance did not become an ununiformity, neither the outside of the required range on the strength nor thermal resistance was inferior, and required ink-proof dirt nature was not obtained. It is as [ example / of a comparison / each ] follows.

[0070] According to sample-number II-7 of the example of a comparison having hot rolling initiation temperature higher than the convention range of this invention, since the crystal grain size of the hot rolling plate surface section became big and rough, the crystal grain of a surface field becomes big and rough [ the cold-rolled blank ], consequently SUTORIKUSU will be seen in a surface roughening side and an appearance will become an ununiformity. Furthermore, even if the amount of dissolution of Fe and Cu becomes higher than the convention range of invention and cold-rolls on condition that the convention range of this invention, tensile strength has become the outside of tolerance. The amount of dissolution of Fe and Cu not only became higher than the convention range of this invention, but [ since sample-number II-8 of the example of a comparison homogenized at the temperature exceeding the limit range of this invention, ] since there is no detailed sludge, even if it hot-rolls on condition that convention within the limits of this invention, the crystal grain of the green sand core section has become smaller than the convention range of this invention. Therefore, even if it cold-rolls on condition that convention within the limits of this invention, work hardening is promoted and tensile strength has become higher than the tolerance of this invention. Since sample-number II-9 of the example of a comparison have the last pass initiation temperature of hot rolling higher than the convention range of this invention, the crystal grain of the hot rolling plate surface section becomes big and rough, consequently SUTORIKUSU is seen in a surface roughening side and, as for the blank after cold rolling, an appearance serves as an ununiformity. Since sample-number II-10 of the example of a comparison have the last pass initiation temperature and termination temperature of hot rolling lower than the convention range of this invention, the crystal grain size of the hot rolling plate surface section is very small, but since a heart field is un-recrystallizing, processing distortion becomes very large in the heart field of a blank, consequently tensile strength has become high. Moreover, during cold rolling, the deposit of a simple substance Si was promoted by that this processing distortion is large, and ink-proof dirt nature fell a little according to it. Since sample-number II-11 of the example of a comparison have the last pass initiation temperature and termination temperature of hot rolling higher than the convention range of this invention, they become big and rough [ the crystal grain of the hot rolling plate surface section ]. Consequently, the crystal grain of the surface field of the blank obtained by cold rolling becomes big and rough, SUTORIKUSU is seen in a surface roughening side and an appearance serves as an ununiformity. By the rolling rate of the hot rolling last pass being slow, since rate of strain were small, sample-number II-12 of the example of a comparison have termination temperature lower than the convention range of this



invention. For this reason, the crystal grain of the hot rolling plate surface section will become big and rough, and a heart field will be un-recrystallizing further. Since the crystal grain of the surface field of a blank became big and rough by this, SUTORIKUSU was seen in the surface roughening side, processing distortion became very large in the heart field of about [ that an appearance becomes an ununiformity ] and a blank, and tensile strength has exceeded the convention range of this invention. Moreover, the amount of simple substance Si will increase during rolling, and ink-proof dirt nature will be a little inferior that this processing distortion is large. Since sample-number II-13 of the example of a comparison have the thin board thickness in front of the hot rolling last pass, rate of strain are small, the crystal grain of a hot rolling plate front face will become big and rough, and a heart field will be un-recrystallizing further. When the crystal grain of a base material surface field becomes big and rough by this, SUTORIKUSU will be seen in a surface roughening side, processing distortion will become very big in the heart field of about [ that an appearance becomes an ununiformity ] and a base material, and tensile strength will become high. Moreover, the amount of simple substance Si will increase during rolling, and ink-proof dirt nature will be a little inferior that this processing distortion is large. Since sample-number II-14 of the example of a comparison have the slow rolling rate of the hot rolling last pass, things to rate of strain are small, and the crystal grain size of a hot rolling plate front face will become big and rough. When the crystal grain of a base material surface field becomes big and rough by this, SUTORIKUSU will be seen in a surface roughening side and an appearance will become an ununiformity. Since sample-number II-15 of the example of a comparison were thinner than the convention range of invention of the hot rolling last board thickness, the crystal grain size of a hot rolling plate front face was as small as convention within the limits of invention, but since processing distortion was strongly introduced even into the green sand core section, processing distortion will become very big in the heart field of a base material, and tensile strength will become high.

[0071] [Example 3]

The molten metal of the aluminium alloy of the chemical composition shown in Table 5 which is convention within the limits of <preparation of ingot> this invention was ingoted. This molten metal was made into the aluminium alloy ingot with a thickness of 560mm by the semi-continuous casting method, and it carried out to 540mm in thickness by double-sided facing.

[0072]

[Table 5]

表 5

合金符号	化学組成 (wt%)						
	Fe	Si	Cu	Ti	Mg	Zr	B
(1)	0.32	0.07	0.013	0.03	0.008	0.015	0.0007
(2)	0.20	0.09	0.012	0.02	0.015	0.007	0.0005
(3)	0.31	0.08	0.011	0.03	0.005	0.008	0.0008
(4)	0.20	0.06	0.013	0.02	0.008	0.010	0.0005
(5)	0.31	0.07	0.012	0.02	0.015	0.010	0.0006

[0073] After performing the homogenization which holds <hot rolling>, next an aluminium alloy ingot at the temperature of 500 degrees C for 2 hours, in the same furnace, it lowered to the hot rolling initiation temperature of 390 degrees C, and held for 1 hour. Using the reversible-type hot rolling mill of 900mm of diameters phi of a work roll, it hot-rolled on 15 times of rolling numbers of passes, and the conditions for 10 seconds - time amount 1.5 minutes between pass, and the hot rolling plate with a thickness of 6mm was obtained. Here, the last pass of hot

rolling was performed at pressing down (67% of rolling reduction) to 6mm thickness from 18mm thickness, and the last pass initiation temperature of 360 degrees C, and ended hot rolling at 350 degrees C. The rolling rate of the last pass was considered as a part for 100m/. Rolling time amount was 0.044 sec, distortion (logarithm distortion) was 1.10 and rate of strain epsilon was 25.0 sec-1.

[0074] <Cold rolling>, next the hot rolling plate of a room temperature (40 degrees C) were cold-rolled. The cold rolling rate was considered as a part for 500-2000m/. However, the rolling rate was made quick as plate thickness became thin. The method of cold rolling rolled round the cold rolling plate after each pass, used it as the coil, and was made into the method with which degree pass is presented. The conditions in each pass of cold rolling are shown in Table 6. Sample number of the example of a comparison III-1 is -> with a plate thickness of 6mm 3.5mm -> 2mm -> 1.2mm -> 0.7mm -> 0.42mm -> 0.25mm, and it performed cold rolling of six pass at each rolling temperature shown in Table 6. Cooling after a cold rolling two pass and cold rolling 4 pass carried out forced-air cooling of the coil by the fan. The cooling rate by this was a part for 0.2-degree-C/. Sample-number III-2 of the example of a comparison, III-3, and sample number of an example III-4 and III-5 cold-rolled four pass by -> with a plate thickness of 6mm 3mm -> 1mm -> 0.5mm -> 0.24mm. It carried out at each cold rolling temperature shown in Table 6. When cooling after a cold rolling two pass, the coil was cooled quickly with 10-degree-C cooling rate for /to rolling initiation of a cold rolling 3 pass eye. The cooling rate was made into the approach of carrying out air cooling by the fan of performing forced cooling by part for 0.2-degree-C/, to the approach of performing by the cooling approach after the last cold rolling 4 pass putting a coil on the spraying tub of oily refrigerant liquid which performs forced cooling by part for cooling rate/of 10 degrees C to a room temperature, and the room temperature. The cooling rate at the time of performing cold rolling temperature of the example of a comparison and an example and cooling was collectively shown in Table 6. Then, it set right by the tension leveler and the blank for aluminium alloy base materials for the lithography versions was obtained.

[0075]

[Table 6]

表 6

試料番号	合金符号	冷間圧延 第1パス		冷間圧延 第2パス		冷間圧延 第3パス		冷間圧延 第4パス		冷間圧延 第5パス		冷間圧延 第6パス		備考
		開始 温度	終了 温度	終了 温度	冷却 速度	開始 温度	終了 温度	終了 温度	冷却 速度	開始 温度	終了 温度	終了 温度	冷却 速度	
Ⅲ-1	(1)	40	80	90	0.2	40	80	90	0.2	40	80	90	0.2	比較例
Ⅲ-2	(2)	40	80	140	—	140	160	130	0.2					比較例
Ⅲ-3	(3)	40	90	150	—	150	160	120	0.2					比較例
Ⅲ-4	(4)	40	90	150	10	120	150	120	10					本発明例
Ⅲ-5	(5)	40	90	150	—	150	170	120	10					本発明例

(注) 温度：℃、冷却速度：℃/分。

「—」印は、そのまま直ちに次パスに移ったことを表す。

[0076] Sample number obtained by the <evaluation of property> above With the evaluation and the measuring method explained in the example 1 about each aluminium alloy blank of the example of this invention of III-1- III-5, and the example of a comparison (A) about the crystal grain width of face of the surface section of a hot rolling plate and the crystal grain width of face of a heart field, and the aluminium alloy blank obtained by (B) cold rolling Each amount of dissolution of Fe, Cu, and Zr, the amount of simple substance Si, and the number of the simple substance Si with a mean particle diameter of 0.5 micrometers or more, Evaluation and

measurement of the crystal grain width of face of a surface field, an elongation percentage, the crystal grain width of face of a heart field, the homogeneity of the electrolysis surface roughening side after an electrolysis surface roughening process, the homogeneity of a surface roughening appearance, tensile strength, the proof stress after burning processing, and ink dirt nature were performed. A result is shown in Table 7.

[0077]

[Table 7]

表 7

試料番号	合金符号	熱間圧延板の結晶粒組織				固溶量 (ppm)				単体 Si 量 (ppm)	0.5 $\mu\text{m}$ 以上の単体 Si 個数 (個/ $\text{mm}^2$ )	素板の結晶粒組織				EG 性 (+)	画質	引張強さ (MPa)	パージ後の耐力の (MPa)	耐インキ汚れ性	備考
		表面平均 ( $\mu\text{m}$ )	表面最大 ( $\mu\text{m}$ )	芯平均 ( $\mu\text{m}$ )	芯最大 ( $\mu\text{m}$ )	Fe	Cu	Zr	Fe + 1/2 Zr			表面平均 ( $\mu\text{m}$ )	表面最大 ( $\mu\text{m}$ )	伸び率 (%)	芯平均 ( $\mu\text{m}$ )						
III-1	(1)	11	25	250	250	20	60	120	80	25	80	11	25	25	250	○	○	#200	135	○	比較例
III-2	(2)	15	35	250	250	15	65	60	45	#180	#600	15	35	25	250	○	○	170	130	×	比較例
III-3	(3)	12	25	250	250	18	55	65	51	#200	#800	12	25	25	250	○	○	180	120	×	比較例
III-4	(4)	11	35	250	250	22	85	80	62	15	50	11	35	25	250	○	○	175	130	○	本発明例
III-5	(5)	10	30	200	200	20	60	75	58	20	30	10	30	25	200	○	○	175	135	○	本発明例

(\*) EG性：電解粗面化性

(#) 本発明の範囲外であることを示す。

[0078] Sample number which is an example of this invention in Tables 5, 6, and 7 III-4- III-5 By

being hot rolling conditions and cold rolling conditions whenever [ for hot rolling / stoving temperature / of being / the chemical entity of an aluminium alloy / convention within the limits of this invention /, and convention within the limits of this invention ] When it is convention within the limits of this invention and crystal grain size is in tolerance, the simple substance Si particle number more than the inside of tolerance, the amount of simple substance Si, and the diameter of 0.5 micrometer with the big amount of dissolution of Fe, Cu, and Zr of the blank for base materials The uniform electrolysis surface roughening side was acquired, that a surface roughening side does not have SUTORIKUSU etc., the appearance was uniform, and had required reinforcement, it excelled in thermal resistance, and the good blank of ink-proof dirt nature was obtained.

[0079] On the other hand, sample number which is an example of a comparison III-1- III-3 the cooling conditions after rolling in the middle of cold rolling conditions or cold rolling -- a convention of this invention, in spite of being hot rolling conditions whenever [ for hot rolling / chemical entity / of the aluminium alloy of this invention convention within the limits /, and stoving temperature ], since it is out of range the big simple substance Si particle numbers other than the amount of simple substance Si of the blank for base materials, and the diameter of 0.5 micrometer -- the outside of the tolerance of this invention -- becoming -- consequently, tensile strength required in not obtaining required ink-proof dirt nature among properties required for this invention -- it was out of range. It is as [ example / of a comparison / each ] follows.

[0080] Sample number of the example of a comparison When III-1 has not reached in said cold rolling more than recovery temperature, tensile strength will become high rather than the convention range of this invention. Sample number of the example of a comparison III-2 and III-3 In spite of having performed all cold rolling 4 pass continuously and were able to acquire the cold rolling temperature more than recovery temperature in said cold rolling Since forced cooling was not performed after the last cold rolling and sufficient cooling was not made by forced cooling by the fan When the big simple substance Si particle number more than the amount of simple substance Si and the diameter of 0.5 micrometer became the outside of this invention tolerance, required ink-proof dirt nature was not obtained among properties required for this invention.

[0081]

[Effect of the Invention] According to this invention, the homogeneity of a surface roughening side and the homogeneity of an appearance are high, and processing nonuniformity, such as SUTORIKUSU and image quality nonuniformity, does not occur with a surface roughening process, but it has the tensile strength of the suitable range for combining required reinforcement and bending workability, and sufficient proof stress after burning processing, and the aluminium alloy blank for the lithography versions which was excellent in ink-proof dirt nature is offered.

---

[Translation done.]

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2002-129270

(P2002-129270A)

(43) 公開日 平成14年5月9日 (2002. 5. 9)

(51) Int.Cl. <sup>7</sup>	識別記号	F I	テームト* (参考)
C 2 2 C 21/00		C 2 2 C 21/00	M 2 H 1 1 4
B 4 1 N 1/08		B 4 1 N 1/08	
C 2 2 F 1/04		C 2 2 F 1/04	A
// C 2 2 F 1/00	6 0 4	1/00	6 0 4
	6 3 0		6 3 0 A

審査請求 未請求 請求項の数 4 O L (全 17 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号	特願2000-333239 (P2000-333239)	(71) 出願人	000004743 日本軽金属株式会社 東京都品川区東品川二丁目2番20号
(22) 出願日	平成12年10月31日 (2000. 10. 31)	(71) 出願人	000005201 富士写真フイルム株式会社 神奈川県南足柄市中沼210番地
		(72) 発明者	鈴木 秀紀 静岡県庵原郡蒲原町蒲原1丁目34番1号 日本軽金属株式会社グループ技術センター 内
		(74) 代理人	100077517 弁理士 石田 敬 (外3名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 平版印刷版用アルミニウム合金素板およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 粗面化処理特性が高く、所要の強度および耐バーニング処理後耐力を有し、耐インキ汚れ性の優れた平版印刷版用アルミニウム合金素板を提供する。

【解決手段】 (1) Fe: 0.10~0.40wt%、Si: 0.03~0.15wt%、Cu: 0.004~0.020wt%、Ti: 0.01~0.05wt%、Mg: 0.002~0.02wt%、Zr: 0.001~0.030wt%、B: 0.0001~0.02wt% を含み、Fe固溶量<30ppm、Cu固溶量<100ppm、Zr固溶量<200ppm、Fe固溶量+(1/2)Zr $\geq$ 25ppm、(2) 表層領域の (A) 結晶粒幅sDが平均値<50 $\mu$ m、最大値<100 $\mu$ m、かつ (B) 結晶粒長さsL/結晶粒幅sDの比 $\geq$ 10である冷間圧延加工組織であり、(3) 芯領域の結晶粒幅cDが平均値 $\geq$ 100 $\mu$ m、(4) 板厚0.1~0.5mm、引張強さ145~190MPa、バーニング処理後耐力100MPa 以上であり、(5) 単体Si量30ppm 以下、円相当粒径0.5 $\mu$ m以上の単体Si個数 $\leq$ 200個/mm<sup>2</sup>である。

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 平版印刷版用アルミニウム合金素板であって、

(1)下記の成分：

Fe：0.10～0.40wt%、

Si：0.03～0.15wt%、

Cu：0.004～0.020wt%、

Ti：0.01～0.05wt%、

Mg：0.002～0.02wt%、

Zr：0.001～0.030wt%、

B：0.0001～0.02wt%、および

残部：アルミニウムおよび不可避的不純物元素から成り、ただし、

Fe固溶量が30ppm未満、

Cu固溶量が100ppm未満、

Zr固溶量が200ppm未満、

Fe固溶量+ (1/2) Zr固溶量 $\geq$ 25ppmであって、

(2)板表面から少なくとも深さ20 $\mu$ mまでの表層領域が下記条件(A)、(B)：

(A)圧延方向に対して直角方向の結晶粒幅sDが、平均値で50 $\mu$ m未満かつ最大値で100 $\mu$ m未満であり、かつ、

(B)上記結晶粒幅sDに対して圧延方向の結晶粒長さsLが10倍以上、を満たす冷間圧延加工組織であり、

(3)板厚中央部にある板厚の2/3以上の厚さの芯領域における圧延方向に直角方向の結晶粒幅cDが、平均値で100 $\mu$ m以上であり、

(4)板厚が0.1～0.5mm、引張強さが145～190MPa、270℃×7分間のバーニング処理後の耐力が100MPa以上であり、

(5)単体Si量が30ppm以下で、素板の0.5 $\mu$ m深さ当りにおいて円相当径にして粒径が0.5 $\mu$ m以上の単体Siが200個/mm<sup>2</sup>以下である、ことを特徴とする平版印刷版用アルミニウム合金素板。

【請求項2】 平版印刷版用アルミニウム合金素板の製造方法において、

Fe：0.10～0.40wt%、

Si：0.03～0.15wt%、

Cu：0.004～0.020wt%、

Ti：0.01～0.05wt%、

Mg：0.002～0.02wt%、

Zr：0.001～0.030wt%、

B：0.0001～0.02wt%、および

残部：アルミニウムおよび不可避的不純物元素から成るアルミニウム合金スラブを、均質化処理を行わず、または550℃未満で均質化処理を行った後に、熱間圧延し、その後冷間圧延し、必要に応じて矯正を行う方法であって、

上記熱間圧延を下記条件：

熱間圧延の開始温度：300～480℃、

最終パスの開始温度：300～380℃、

最終パスの終了温度：320～380℃、

最終パスの歪み速度：15/sec以上、および

熱間圧延後の板厚：4.5～10mm、

にて行い、その後、

上記冷間圧延を中間焼鈍なしに行う、ことを特徴とする平版印刷版用アルミニウム合金素板の製造方法。

【請求項3】 前記冷間圧延の少なくとも最終パス後の板温度が回復温度以上であり、該最終パスに続けて急速冷却を行うことを特徴とする請求項2に記載の平版印刷版用アルミニウム合金素板の製造方法。

【請求項4】 前記冷間圧延後の回復温度が100℃以上であり、前記急速冷却を5℃/分以上の冷却速度で行うことを特徴とする請求項3に記載の平版印刷版用アルミニウム合金素板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、均一な（化学的または電気化学的）粗面化面が得られ、必要な強度および粗面化後にストリークや面質ムラなどのない均一な外観をもち、印刷中のインキ汚れ性が良く、更に耐熱性が良好な平版印刷版用アルミニウム合金素板に関するものであり、更に冷間圧延途中の中間焼鈍を省略し、冷間圧延のパス回数を減じて、製造工程を簡略化され製造コストが削減されているが、上記特性を満足する平版印刷版用アルミニウム合金素板の製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】従来一般に平版印刷版用アルミニウム合金素板としては、JIS 1050等のアルミニウム合金の厚さ0.1～0.5mmの薄板が用いられており、このようなアルミニウム合金薄板は、通常一般に半連続鋳造により得られた鋳塊の表面を面削により除去し、均質化処理し、熱間圧延および冷間圧延、中間焼鈍、最終冷間圧延を経て製造されている。

【0003】このように製造された平版印刷版用アルミニウム合金素板は、下記に説明するように、「素板」→粗面化等→「支持体」→感光層形成→「印刷版」→画像部形成→「印刷原版」という段階を経た後に、印刷に供される。すなわち、先ず素板は表面を機械的方法、化学的方法または電気化学的方法の何れか1つまたは2つ以上を組み合わせた工程によって粗面化処理され、更に陽極酸化処理、必要に応じて親水化処理されて平版印刷版用支持体となる。次に、支持体の表面に感光性物質を塗布して感光層を形成することにより、感光性の平版印刷版が得られる。

【0004】次に、平版印刷版に対し、画像露光、現像、水洗、ラッカー盛りなどを順次行う製版処理を施して印刷原版が得られる。その際、現像処理により、感光

層が溶解せずに残存した部分は疎水性の画像部すなわちインキ受容部となり、一方、感光層が溶解して消失した部分はアルミニウム合金支持体の粗面化面が露出して、親水性の非画像部すなわち水受容部となる。また、耐刷力向上の一手段として、現像処理後に高温での加熱処理（バーニングと称される処理）が一般によく行われる。バーニング処理は、画像を形成している組成物にもよるが、通常は200～280℃程度の温度に3～7分程度の時間保持することにより行われる。

【0005】上記印刷原版の両端部を曲げ加工し、印刷機版胴の取り付け部にくわえ込ませ、円筒状の版胴に固定する。そのため、平版印刷版用素板には、曲げ加工性および版胴巻き付け性が要求される。

【0006】印刷に際しては、印刷原版の版面に湿し水を供給することによって親水性の非画像部に水を保持させ、疎水性の画像部にはインキを供給して付着させる。そして、画像部に付着したインキを先ずブランケット胴に転写し、ブランケット胴から更に紙面等の最終印刷面に転写することにより印刷が行われる。印刷部数は例えば10万部にも及ぶ場合があり、印刷原版はこのような多数回の印刷に耐え得ること、すなわち耐刷性が必要になる。耐刷性を確保するには種々の特性が必要である。すなわち、非画像部でのインキ付着が生じないように、保水性が維持される必要がある。また、印刷中に、湿し水に接触している支持体表面（粗面化面）に孔食が生じると、孔食部にインキが付着してしまい、非画像部の汚れ、すなわちインキ汚れが発生することがある。インキ汚れを防止するためには、十分な保水性と耐食性を確保することが重要であり、そのためには電気化学的等の粗面化処理によって優れた粗面の均一性と支持体の耐食性

【0007】特公平5-28197号公報に開示された平版印刷版用アルミニウム素板の製造方法においては、通常の均質化温度として450～600℃、望ましくは520～600℃の温度で1時間以上保持し、熱間圧延において数回以上の圧延パスによって、再結晶・析出を繰り返して行わせ、熱間圧延を300℃以上で完了する。また、冷間圧延途中の中間焼鈍は、400～600℃の所定温度に達した後500℃/sec以上の急速冷却を行う。

【0008】特開平8-179496号公報に開示された平版印刷版用アルミニウム素板の製造方法においては、500～600℃で均質化処理を行い、430～480℃で熱間粗圧延を開始し、熱間粗圧延を繰り返して行うことにより動的再結晶を繰り返して行わせ、熱間粗圧延を終了温度は380～430℃、板厚10～35mmで終了する。仕上げ熱間圧延終了温度は260～350℃以上で完了し、部分的に再結晶を生じる領域をつくらない。

【0009】特開昭62-148295号公報に開示さ

れた平版印刷版用アルミニウム素板の製造方法においては、500～600℃で3時間以上の均質化処理を行うことによりFeの一部を固溶させ、430℃以下になるまで50℃/h以下で冷却するか、または350～450℃で30分以上保持することにより、鋳塊中に存在するSi原子をAl-Fe-Si系の金属間化合物として析出させて固定し、続く工程での単体Si析出量を減じる。熱間圧延は450～200℃で行い、熱延パス間での再結晶粒が100μm以上の粗大になることを防止する。熱間圧延後の中間焼鈍は、350～500℃で2～5時間あるいは連続焼鈍炉で400～550℃で120秒以下で行う。この方法によれば、電解粗面化処理により均一な粗面が得られ、印刷中の非画像部の耐インキ汚れ性の向上するとされている。実施例として、熱間圧延に続く冷間圧延工程で中間焼鈍を行うことが例示されている。

【0010】特開昭61-201747号公報には、引張強さが適当で、耐バーニング処理後の強度に優れた平版印刷版用アルミニウム素板を得る製造方法が開示されている。この方法では、480～550℃の温度で熱間圧延を開始し、熱間圧延は320℃以上、板厚2.5～3.5mmで完了することにより、ストライプ状圧延組織の芯領域および再結晶した両表面を有した組織を得て、中間焼鈍を行わずに冷間圧延を行う。

【0011】特開平6-192779号公報には、Mgを含有させることにより、鋳造、均質化処理、熱間圧延、冷間圧延、中間焼鈍処理、最終冷間圧延を含む製造工程で単体Siの析出を制御して印刷中の耐インキ汚れ性に優れた平版印刷版を製造する方法が提案されている。特開平10-306355号公報には、鋳塊を均質化処理後所定温度から熱間圧延を開始し、所定温度で熱間圧延を終了し、その後所定温度まで冷却してその間に微細結晶粒組織としてストリークが発生しないようにし、また以後熱処理を施すことなく60%以上の圧比率で最終板厚まで圧延することにより支持体に強度を付与する支持体の製造方法が提案されている。特願平11-205251号公報には、単体Si量30ppm以下、陽極酸化皮膜中の0.5μm以上の単体Si粒子が200個/mm<sup>2</sup>以下であり、引張強さが145～180MPaの平版印刷版用支持体および、冷間圧延で少なくとも最終パス後の板温度を回復温度以上とそれに続く急速冷却を制御された平版印刷版用支持体の製造方法が示されている。

【0012】特開平11-229101号公報には、均質化処理、熱間圧延、冷間圧延の工程で、熱間圧延板厚を3.0mm以下、冷間圧延の少なくとも終了温度を100～200℃にする表面品質とハンドリング性に優れ、かつ安価な平版印刷版を製造する方法が提案されている。特開平11-256293号公報には、均質化処理温度350～480℃で行い、熱間圧延を複数パスによ

り行い、最終バス後の未再結晶させ平均粒径 $50\mu\text{m}$ 未満の結晶粒を得る平版印刷版用素板の製造方法が提案されている。

【0013】特公昭63-15978号公報には、Zr 0.02~0.20重量%含み、温度 $320^\circ\text{C}$ まで再結晶を生じない耐熱性の良好な平版印刷版用支持体が提案されている。

【0014】

【発明が解決しようとする課題】平版印刷版用アルミニウム素板には以下のような特性が必要である。

(1) 良好な耐熱性を得るために保水性および感光膜の密着性を高める必要がある。そのため、素板には粗面化処理により、均一かつ緻密な粗面が容易に得られることが必要である。

(2) 支持体を製造したときに、ストリークスや画質ムラと呼ばれる処理ムラが現出しないこと。

(3) 搬送や取り扱い時の衝撃により凹み等の傷が付かないよう十分な強度が必要である。更に、印刷機版胴に固定するときの曲げ加工性が必要である。また、印刷時の繰り返し応力に対する耐久性を確保するために疲労強度が必要である。このためには、素板の引張強さを $145\sim 190\text{MPa}$ 程度に高くしておく必要がある。

(4) 耐刷力向上の一手段として、現像処理後高温で加熱処理（バーニングと称される処理）する方法が一般によく行われる。通常のバーニング処理は、画像を形成している組成物にもよるが、 $200\sim 280^\circ\text{C}$ の温度、 $3\sim 7$ 分程度加熱される。この処理で素板の強度は低下するが、 $270^\circ\text{C}$ 、7分間のバーニング処理後の耐力が $100\text{MPa}$ 以上あることが必要となる。

(5) 印刷中に、非画像部にインキが付着しにくいことが必要である。この様な性質を耐インキ汚れ性と称する。しかし、前述のような従来の一般的な印刷版素板ならびにその製造方法において、それぞれ長所はあるものの、上記の特性全てを同時に満たすことは非常に困難であった。そこで、本発明は、全ての特性を満足させるために、そのアルミニウム合金の組成、合金成分の固溶量、その固溶量の複合成分量、表面の結晶粒サイズ、表層以外の芯領域の結晶粒サイズならびにその結晶粒の伸び率、単体Si量およびあるサイズ以上の単体Siの個数を制御することにより、平版印刷版用素板に必要な特性を全て満足する素板を提供することを目的とする。

【0015】更に、近年における平版印刷版用アルミニウム合金支持体にはコストダウンが希求されている。その対策として、製造工程の簡素化が検討されている。本発明では、特に中間焼鈍の省略および冷間圧延工程を簡素化し、その簡素化におけるいくつかの弊害となる品質低下を制御するため、熱間圧延方法および冷間圧延方法を制御した平版印刷版用アルミニウム合金素板の製造方法を提供することを目的とする。

【0016】

【課題を解決するための手段】前記目的を達成するため、本発明においては、素板のアルミニウム合金組成、特定の合金成分の各固溶量および複合固溶量、素板表層領域の結晶粒サイズと伸び率（長さ／幅の比）、素板芯領域の結晶粒サイズ、単体Si量および特定サイズ以上の単体Siの個数を制御する。

【0017】すなわち、本発明による平版印刷版用アルミニウム合金素板は、(1)下記の成分：Fe：0.10~0.40wt%、Si：0.03~0.15wt%、Cu：0.004~0.020wt%、Ti：0.01~0.05wt%、Mg：0.002~0.02wt%、Zr：0.001~0.030wt%、B：0.0001~0.02wt%、および残部：アルミニウムおよび不可避免の不純物元素から成り、ただし、Fe固溶量が30ppm未満、Cu固溶量が100ppm未満、Zr固溶量が200ppm未満、Fe固溶量+ $(1/2)$ Zr固溶量 $\geq 25$ ppmであって、(2)板表面から少なくとも深さ $20\mu\text{m}$ までの表層領域が下記条件(A)、(B)：

(A)圧延方向に対して直角方向の結晶粒幅sdが、平均値で $50\mu\text{m}$ 未満かつ最大値で $100\mu\text{m}$ 未満であり、かつ、(B)上記結晶粒幅sdに対して圧延方向の結晶粒長さslが10倍以上、を満たす冷間圧延加工組織であり、(3)板厚中央部にある板厚の $2/3$ 以上の厚さの芯領域における圧延方向に直角方向の結晶粒幅cdが、平均値で $100\mu\text{m}$ 以上であり、(4)板厚が0.1~0.5mm、引張強さが $145\sim 190\text{MPa}$ 、 $270^\circ\text{C}\times 7$ 分間のバーニング処理後の耐力が $100\text{MPa}$ 以上であり、(5)単体Si量が30ppm以下で、素板の $0.5\mu\text{m}$ 深さ当りにおいて円相当径にして粒径が $0.5\mu\text{m}$ 以上の単体Siが200個/ $\text{mm}^2$ 以下であることを特徴とする。

【0018】本発明の平版印刷版用アルミニウム合金素板の製造方法は、Fe：0.10~0.40wt%、Si：0.03~0.15wt%、Cu：0.004~0.020wt%、Ti：0.01~0.05wt%、Mg：0.002~0.02wt%、Zr：0.001~0.030wt%、B：0.0001~0.02wt%、および残部：アルミニウムおよび不可避免の不純物元素から成るアルミニウム合金スラブを、均質化処理を行わず、または $550^\circ\text{C}$ 未満で均質化処理を行った後に、熱間圧延し、その後冷間圧延し、必要に応じて矯正を行う方法であって、

上記熱間圧延を下記条件：

熱間圧延の開始温度： $300\sim 480^\circ\text{C}$ 、

最終バスの開始温度： $300\sim 380^\circ\text{C}$ 、

最終バスの終了温度： $320\sim 380^\circ\text{C}$ 、

最終バスの歪み速度： $15/\text{sec}$ 以上、および

熱間圧延後の板厚： $4.5\sim 10\text{mm}$ 、

にて行い、その後、上記冷間圧延を中間焼鈍なしに行う、ことを特徴とする。

【0019】本発明の望ましい態様においては、前記冷



間圧延の少なくとも最終パス後の板温度が回復温度以上であり、該最終パスに続けて急速冷却を行う。

【0020】本発明の更に望ましい態様においては、前記冷間圧延後の回復温度が100℃以上であり、前記急速冷却を5℃/分以上の冷却速度で行う。

【0021】本発明は、0.1～0.5mm厚さの平版印刷版用アルミニウム合金素板において、全ての特性を満足するための基本条件として化学組成を制御する。Fe、Cu、Zrの各固溶量を特定値以下に制限することによって、平版印刷版用アルミニウム合金支持体用素板の引張強さを145～190MPaに制御する。一方、FeとZrの複合固溶量、すなわちFe固溶量+(1/2)Zr固溶量を特定値以上に確保することにより、耐熱性を270℃、7分間処理後の耐力を100MPa以上に制御する。更に、素板の表層領域において、結晶粒幅sD（圧延方向に直角方向の結晶粒サイズ）を特定値以下に小さくすると同時に、上記結晶粒幅sDに対する結晶粒長さsL（の圧延方向の結晶粒サイズ）の比すなわち伸び率を特定値以上に大きくすることにより、素板の粗面化処理して支持体とする際のストリークや画質ムラの発生を抑制する。また、素板の芯領域において、結晶粒幅cD（圧延方向に直角方向の結晶粒サイズ）を特定値以上に大きくすることによって、引張強さを145～190MPaに制御する。そして、単体Si量を特定値以下に制限すると共に、特に表層領域において円相当径にして粒径0.5μm以上の大きいサイズの単体Siの個数を特定値以下に制限することにより、良好な耐インキ汚れ性を確保する。ここで、「単体Si」とは、合金に含有されているSiのうち、合金中に固溶せずにSi粒子として析出しているものを指す。

【0022】また、本発明の平版印刷版用アルミニウム合金支持体用素板の製造方法においては、化学組成を全ての上記特性を満足するための基本条件として制御する。均質化処理をしないか、または行う場合は均質化処理温度を特定値未満に制限し、熱間圧延の開始温度を制御することによって、Fe、Cu、Zrの各固溶量を特定値以下に低減できると共に、FeとZrの複合固溶量すなわちFe固溶量+(1/2)Zr固溶量を特定値以上に確保できる。熱間圧延の開始温度、熱間圧延の最終パス開始温度、熱間圧延の終了温度、熱間圧延の最終パスの歪み速度、熱間圧延の終了板厚を制御することによって、表面部における結晶粒を微細かつ細長く、すなわち幅を小さくかつ長さを大きくすることができると同時に、芯領域における結晶粒を粗大にすることができる。

【0023】更に、少なくとも冷間圧延の最終パス後の板温度を板の回復温度以上にすることによって、冷間圧延途中の中間焼鈍を行わなくても、加工硬化した板を軟化させて、所望の強度と板厚を確保できる。同時に、冷間圧延後に回復温度以上の温度から急速冷却とすることによって単体Siの析出を抑制する。これにより、適切

な強度を有し、印刷中に非画像部のインキ汚れが抑制された平版印刷版用アルミニウム合金素板を製造することができる。

【0024】

【発明の実施の形態】先ず、本発明におけるアルミニウム合金の成分限定理由を説明する。

<Fe:0.10～0.40wt%>Feは、Al-Fe系およびAl-Fe-Si系の金属間化合物を生成し、鋳造時の結晶粒を微細化するために必要な元素である。それと共に、強度を確保する効果がある。Fe含有量が0.10wt%未満では、鋳造組織の結晶粒の微細化効果が得られず、粗大な結晶粒が存在するため、化学的または電気化学的な粗面化処理により得られる粗面化面の外観均一性が損なわれる。一方、Fe含有量が0.40wt%を超えると、Al-Fe系およびAl-Fe-Si系の粗大な化合物が形成され化学的性質の局在的不均一が顕著になり、化学的粗面化面または電気化学的粗面化面のピット形状が不均一となり保水性が低下する。なお、Feは通常Al合金中に不純物元素として含有される元素でもあるため、Fe含有量を0.10wt%未満に低減するには純度の高いAl合金を原料とする必要があるためコスト上昇にもなる。

<Si:0.03～0.15wt%>SiはFeと共にAl-Fe-Si系の微細な金属間化合物の形成のために必要な元素であり、Si含有量が0.03wt%未満ではその効果が不足する。Si含有量が0.15wt%を超えると、Al-Fe-Si系の粗大な化合物が形成され化学的性質の局在的不均一が顕著になり、化学的粗面化面または電気化学的粗面化面のピット形状が不均一となり保水性が低下する。更に、Si含有量が過剰になると単体Siが生成して非画像部のインキ汚れ性を助長するので、好ましくない。また、SiはFeと同様にアルミニウム合金に不純物として含まれている元素でもあり、Si量を0.03wt%以下に低減することは、Feの低減と同様にコスト上昇にもなる。

<Cu:0.004～0.020wt%>Cuは電気化学的粗面化に大きく影響する元素である。Cu含有量を0.004wt%以上とすると、電気化学的粗面化面のピット密度を適切にできるので好ましい。一方、Cu含有量が0.020wt%を超えると、電気化学的粗面化面のピット密度が低くなり、ピットサイズが大き過ぎたり、未エッチング領域（粗面化未了部）が生じたりする。これは、非画像部の保水性を損なう。更に、印刷中のインキ汚れ性を助長するので好ましくない。更にまた、Cu含有量が多くなると共にCu固溶量が多くなり、その結果、引張強さが適正範囲を超えて高くなってしまう。

<Ti:0.01～0.05wt%、B:0.0001～0.02wt%>TiおよびBは鋳造組織の結晶粒微細化に有効である。そのため鋳造に際して割れ発生の防止に有効であり、また鋳造組織の結晶粒粗大化に起因する粗

面化面のストリークス発生防止に有効である。またBはTiと共に添加され、鑄造組織の結晶粒微細化に有効である。その効果はTiのみを添加した場合よりも大きい。Tiは0.01~0.05wt%、Bは0.0001~0.02wt%とすることが好ましい。

【0025】<Mg:0.002~0.02wt%>Mgは、単体Siの析出を遅延させ、回復温度以上の冷間圧延完了後から急速冷却開始までの許容時間を延ばすことができる。これにより、急速冷却の作業を容易にすることができる。また、Mgの存在により単体Siの析出を遅延させることができるので、その遅延分に対応して冷間圧延時の板の温度を高くすることができる。したがって、高い温度での冷間圧延で容易に引張強さを低下させることができる。Mg含有量が0.002wt%未満では上述の効果が少ない。一方、Mg含有量が0.02wt%を超えると、冷間圧延板の回復が困難になり、引張強さが高くなり過ぎ所望の強度を付与し難くなる。

【0026】<Zr:0.005~0.030wt%>Zrは耐熱性(耐バーニング性)を向上する効果がある。Zr含有量が0.005wt%未満ではその効果が不足する。一方、Zr含有量が0.030wt%以上では耐熱性は良いが、引張強さが高くなり過ぎてしまう。更に、アルミニウム合金素板の再結晶粒が大きくなってしまい、粗大な結晶粒の存在により化学的粗面化面または電気化学的粗面化面の外観均一性が損なわれる。

【0027】<Fe固溶量:30ppm未満、Cu固溶量:100ppm未満>Fe固溶量およびCu固溶量は冷間圧延板の回復に影響し、Feの固溶量が30ppm以上、Cuの固溶量が100ppm以上であると冷間圧延板の回復が困難になり、引張強さが高くなり過ぎ所望の強度を付与し難くなる。

【0028】<Zr固溶量が200ppm未満>固溶Zrは耐熱性(耐バーニング性)の向上に効果がある。しかし、Zr固溶量が200ppm以上であると、耐熱性は良いが、冷間圧延板の回復が難しくなり、引張強さが高くなり過ぎてしまう。更に、アルミニウム板の再結晶粒が大きくなってしまい、粗大な結晶粒の存在により化学的粗面化面または電気化学的粗面化面の外観均一性が損なわれる。

【0029】<Fe+(1/2)Zr固溶量 $\geq$ 25ppm>それぞれFe固溶量もZr固溶量も微量において耐熱性(耐バーニング性)に効果がある。しかし、上述のようにFeおよびZrの固溶量の増加につれて、冷間圧延板の回復が難しくなり、引張強さ(引張強さ)が高くなり過ぎてしまう。そこで、その効果の程度を検討した結果、Fe固溶量+(1/2)Zr固溶量 $\geq$ 25ppmとすれば、耐熱性を損なうことがないことが解った。

【0030】<不純物元素>不純物元素としてはMn、Cr、V、Zn、Ni、Ga、Li、Be等が含有されることがあるが、これらの不純物は0.05wt%以下程

度の微量であれば大きな悪影響は与えない。

【0031】<表層領域の結晶粒幅sDおよび長さsL>板表面から少なくとも深さ20 $\mu$ mまでの表層領域を、下記条件(A)、(B)：

(A)圧延方向に対して直角方向の結晶粒幅sDが、平均値で50 $\mu$ m未満かつ最大値で100 $\mu$ m未満であり、かつ、(B)上記結晶粒幅sDに対して圧延方向の結晶粒長さsLが10倍以上、を満たす冷間圧延加工組織とする。これにより、素板の表層領域を上記規定範囲の結晶粒サイズの冷間圧延加工組織とすることにより、粗面化処理の際に外観の顕著な画質ムラの発生が防止される。ここで素板の表層領域は、素板の粗面化処理により除去される領域に相当する。

【0032】<芯領域の結晶粒幅cD>板厚中央部にある板厚の2/3以上の厚さの芯領域における圧延方向に直角方向の結晶粒幅cDを、平均値で100 $\mu$ m以上とする。このように芯領域の結晶粒サイズを限定したことにより、冷間圧延板が回復して所定の引張強さを有する状態が確保される。芯領域が熱間圧延時未再結晶組織であったり粒径100 $\mu$ m未満であると、冷間圧延板の回復が困難になり、引張強さが高くなり過ぎてしまう。また、未再結晶状態では、熱間圧延終了後の空冷却等の冷却中に、単体Siが析出し易くなり単体Si量が増加するばかりか、更には冷間加工中にも、単体Siの析出が促進されてしまい、結果的には単体Si量が30ppmを超えてしまい適当ではない。

【0033】<単体Si量および大きい単体Siの個数>単体Si量は30ppm以下とし、円相当径にして粒径が0.5 $\mu$ m以上の単体Siの個数は200個/mm<sup>2</sup>以下とする。Alマトリックス中に固溶しているSiから単体Siへの析出は転位密度の高い部分に集中的に生じ易く、圧延により転位発生の繰り返される素板の製造過程では析出の機会が常に存在する。特に圧延過程で再結晶温度以下の回復温度域で析出が促進される。単体Si量が30ppmを超えると、析出し集合しクラスター化した粗大な単体Siが多数生じ易くなって好ましくない。析出した単体Siは陽極酸化され難く、また素板の陽極酸化皮膜処理において電流を通し難いため、析出箇所に形成される皮膜が薄くなり、均一な厚さの皮膜が得難くなる。薄い皮膜箇所は印刷中に繰り返される湿し水等で腐食され易く、腐食箇所はインキが付着しやすいため、インキ汚れ発生の原因になる。素板の粗面化面に形成される陽極酸化皮膜の厚さは通常0.1~1.0 $\mu$ mであるので、単体Siのサイズが大きくなると皮膜の厚さが極端に乱されるばかりでなく、更に、皮膜厚さを超える粗大な単体Siが存在するようになる。素板に皮膜処理して得られた支持体の表面に平均粒径0.5 $\mu$ m以上の単体Siが200個/mm<sup>2</sup>を超えて多数存在すると、インキ汚れ欠陥が顕在化する。好ましくは平均粒径0.5 $\mu$ m以上の単体Siが100個/mm<sup>2</sup>以下である。ここ

で、単体Siの平均粒径は測定面積を円相当直径で表したものである。

【0034】次に、上記の要件を満足する本発明の平版印刷版用アルミニウム合金素板の製造方法について説明する。本発明のアルミニウム合金素板の製造は、基本的には鋳造－面削－熱間圧延用加熱－熱間圧延－冷間圧延工程によって行われるが、必要に応じて熱間圧延用加熱より以前に均質化処理を施してもよいし、最終冷間圧延後にレベラー矯正を行ってもよい。

【0035】＜鋳造－面削＞除滓処理等を施して溶製した前記組成のアルミニウム合金鋳塊を、常法により鋳造する。この鋳造法としては、半連続鋳造が適当である。半連続鋳造された鋳塊の厚さは、500～600mmが適当である。鋳塊表面は熱間圧延より前に面削する。

＜均質化処理＞熱間圧延用加熱の前に、熱間圧延用加熱よりも高温に加熱する均質化処理を行っても良い。均質化処理は面削前に行ってもよいし、面削後に行ってもよい。均質化処理の温度は、550℃未満とする。均質化処理の保持時間は、鋳塊全体の温度の均一化するために、30分～24時間程度の範囲から適宜選択する。550℃以上の温度また24時間以上の保持では、鋳塊中のFe固溶量、Cu固溶量、Zr固溶量等が過剰になり、本発明の規定範囲内に制御する上で適当ではないばかりか、コストアップとなり好ましくない。均質化処理の温度から、冷却を待たず直ちに熱間圧延用加熱温度での保持を開始してもよい。具体的には、均質化処理炉から抽出した鋳塊を、冷却させず直接、熱間圧延用加熱炉に装入してもよい。

【0036】＜熱間圧延＞面削された鋳塊を熱間圧延する。熱間圧延用加熱は温度300～480℃で行う。熱間圧延用加熱の保持時間は、鋳塊全体の温度の均一化するために、鋳塊の厚さ等に応じて30分～5時間程度の範囲で適宜選択する。

【0037】熱間圧延の開始温度は、300～480℃とする。300℃より低いと、安定した熱間圧延が行えず、480℃より高いと熱間圧延バスの途中で粗大な再結晶粒が生成するばかりでなく、Fe固溶量、Cu固溶量、Zr固溶量が過剰になって本発明の規定範囲を超えてしまう。熱間圧延は数回以上の圧延バスで行うのが通常である。

【0038】本発明においては、上記のように熱間圧延開始温度を制御した上で、下記のように熱間圧延の最終バスおよび終了板厚を制御することによって、Fe、Cu、Zrの各固溶量および複合固溶量、表層領域の結晶粒サイズ、芯領域の結晶粒サイズを本発明の規定範囲内に制御することができる。

〔熱間圧延の最終バスおよび終了板厚〕

最終バスの開始温度：300～380℃

最終バスの終了温度：320～380℃

最終バスの歪み速度：15/sec以上

最終圧延の終了板厚：4.5～10mm

熱間圧延において、上記のように最終バスの各条件および熱間圧延終了後の板厚を制御することによって、結晶粒サイズを本発明の平版印刷版用アルミニウム合金素板に必要な前述の範囲内に制御することができる。従来技術では、熱間圧延の終了温度や終了板厚のみを制御していたため結晶粒サイズの制御が不十分であったが、本発明では、最終バスの開始温度や最終バスの歪み速度をも制御することによって、結晶粒サイズの制御に成功した。熱間加工時の結晶粒組織もしくはサブグレイン組織の大きさは、熱間加工時の温度および歪み速度によって決まるが、素材の金属組織の影響もある。本発明では、素材の金属組織はその化学組成、熱間圧延用加熱温度、および場合によっては550℃未満の均質化処理によって制御する。更に、熱間圧延後通常コイルングされることから、熱間圧延後の結晶粒の大きさは、熱間加工時の結晶粒組織もしくはサブグレイン組織の大きさおよび、熱間圧延の終了温度によって決まる。ここで、歪み速度 $v$ とは、歪みを $\epsilon$ 、圧延時間を $t$ としたとき $v = \epsilon / t$  (sec<sup>-1</sup>)で表したものである。ここで、歪み $\epsilon$ は、最終バス前および最終バス後の板厚をそれぞれ $h_1$ 、 $h_2$ とした時、 $\epsilon = 1 - (h_1 / h_2)$ で表した対数歪みである。

【0039】表層領域の結晶粒サイズおよび芯領域の結晶粒サイズを本発明の平版印刷版用アルミニウム合金素板に必要な規定範囲内に制御するためには、熱間圧延時の最終バス開始温度、最終バス終了温度、最終バスの歪み速度、熱間圧延終了板厚を上記のように制御する必要がある。これらの条件は、それぞれ結晶粒組織に影響しており、全ての条件を同時に満たす必要がある。各条件の限定理由は以下のとおりである。

◇最終バス開始温度

熱間圧延の最終バス開始温度は300～380℃とする必要がある。最終バス開始温度が300℃未満では、熱間圧延板の芯領域が未再結晶となり、平均粒径100 $\mu$ m以上の結晶粒が得られない。また、最終バス開始温度が380℃を超えると、十分な歪みが導入されないことから、熱間圧延板表面部の結晶粒が粗大となってしまう。冷間圧延後の素板表層領域において平均粒径50 $\mu$ m以下、最大粒径100 $\mu$ m以下の微細な結晶粒が得られない。

◇熱間圧延の終了温度

熱間圧延の終了温度は320～380℃とする必要がある。熱間圧延終了後の熱間圧延板は、通常は巻き取られてコイルになるので、ある程度の時間、熱間圧延終了温度とほぼ同等の温度で保持されることになる。熱間圧延終了温度が300℃未満では、コイルの状態での温度で保持されたとしても、熱間圧延板の芯領域は未再結晶のままであり、平均粒径100 $\mu$ m以上の結晶粒が得られない。一方、熱間圧延終了温度が380℃を超える

と、コイルの状態でこの温度に保持されると再結晶が起きて、熱間圧延板表面部の結晶粒が粗大となってしまう、冷間圧延後の素板表面領域において平均粒径 $50\mu\text{m}$ 以下、最大粒径 $100\mu\text{m}$ 以下の微細な結晶粒が得られない。

#### ◇最終パスの歪み速度

熱間圧延の最終パスの歪み速度は $15/\text{sec}$ 以上とする必要がある。前述の通り、歪み速度は、歪み、圧延時間をパラメータとしており、圧延速度、圧延ロール径、圧下量等の関数である。歪み速度が $15/\text{sec}$ 未満では、(1)十分な加工歪みが得られず、熱間圧延板表面部の結晶粒が粗大となってしまう、冷間圧延後の素板表面領域において平均粒径 $50\mu\text{m}$ 以下、最大粒径 $100\mu\text{m}$ 以下の微細な結晶粒が得られないし、(2)芯領域にまで加工歪みが導入されず、熱間圧延板の芯領域が未再結晶となり、平均粒径 $100\mu\text{m}$ 以上の結晶粒が得られない。

#### ◇熱間圧延終了板厚

熱間圧延の終了板厚は $4.5\sim 10\text{mm}$ とする必要がある。終了板厚が $4.5\text{mm}$ よりも薄いと、熱間圧延中の温度低下が大きいので、本発明に必要な熱間圧延終了温度を確保できない。一方、熱間圧延の終了板厚が $10\text{mm}$ より厚くては、(1)芯領域にまで歪みが導入されず、必要な再結晶粒サイズを得られないし、(2)後の冷間圧延において必要なパス数が多くなってしまい、コストアップとなると同時に中間焼鈍の省略に対して制約となる。

【0040】<冷間圧延>熱間圧延の後に、冷間圧延を行う。冷間圧延中の中間焼鈍を省略して製造工程を簡略化、コストダウンする。中間焼鈍を省略した冷間圧延板は、圧延加工による硬化を解消するために、少なくとも最終冷間圧延パス後の板の温度が板の回復温度以上となるように冷間圧延を行う。板の回復温度は、鋳塊の合金組成およびFe固溶量、Cu固溶量、Zr固溶量および加工の蓄積歪み量で異なる。合金組成およびFe、Cu、Zrの各固溶量が本発明の規定範囲内であれば、圧下率50%の加工で約 $100^\circ\text{C}$ 程度の温度で回復が開始する。Fe、Cu、Zrの各固溶量が低い程、また加工度が高い程、回復はより低温で開始し、回復の程度も高くなる。一方、Fe、Cu、Zrの各固溶量が高い場合、または加工度が低い場合は、回復はより高温で開始し、回復の程度も低い。冷間圧延において板の温度を回復温度以上とするには、以下の方法が考えられる。例えば、冷間圧延するコイルの初期温度を回復温度以上に加熱して、冷間圧延を開始する。しかし、この方法では大きな省エネルギー効果が得られない。また、冷間圧延するコイルの初期温度を室温近傍から開始する場合は、冷間加工の圧下率を大きく設定して板に加工熱を発生させる。この方法は省エネになるし、圧延回数を減らせる効果がある。そのためには圧下率を40%以上とすることが好ましく、45%以上とすることが更に好ましい。

【0041】少なくとも最終パス後に回復温度以上を確保するために最も好ましい方法は、後者の如く板を塑性変形させながら、その変形による加工熱で急速に板を回復温度以上にすることである。その方法は、例えば、圧延速度 $500\sim 2000\text{m}/\text{分}$ で冷間圧延し、室温( $40^\circ\text{C}$ )の $6\text{mm}$ 厚さの板を $3\text{mm}$ 厚さ(圧下率50%)に冷間圧延した場合、板温度は $100^\circ\text{C}$ 程度に上昇する。続いて、この $100^\circ\text{C}$ の板を $1\text{mm}$ 厚さ(圧下率67%)まで圧延すると、板温度は $150^\circ\text{C}$ 程度に上昇する。この回復温度以上に上昇した板を $0.5\text{mm}$ 厚さ(圧下率50%)に圧延すると、板温度は $170^\circ\text{C}$ 程度に上昇する。この板を、更に最終圧延として $0.25\text{mm}$ 厚さ(圧下率50%)に圧延すると、板からの単位体積当たりの放熱量が大きくなり、板温度は $130^\circ\text{C}$ 程度となる。この板温度でも回復の発現には十分である。この場合、冷間圧延中に蓄積される加工歪み量も非常に高くなっている。

【0042】この温度で巻き取られた最終冷延板は、回復は進行するものの、残留歪み量が大いことから、空冷程度の長時間の冷却中には、固溶しているSiが単体Siとして析出し易くなっている。そこで、冷間圧延終了後直ちに、または10分以内に、急速冷却を施して $80^\circ\text{C}$ 以下とすることが望ましい。急速冷却の冷却速度は、 $5^\circ\text{C}/\text{分}$ 以上が目安となる。急速冷却の方法としては、最終冷間圧延後直ちに冷却室を通す方法、巻き取られたコイルを冷媒中に浸漬する方法、コイルに冷媒を塗布する方法等の冷媒を用いる方法が好ましい。このようにして、少なくとも冷間圧延最終パス後、好ましくは10分以内に、更に好ましくは最終冷間圧延直後に、急速冷却して、固溶Siの単体Siへの析出を抑制する。

【0043】一方、上記の板温度で冷間圧延工程を行っても、Fe、Cu、Zrの各固溶量の少なくとも一つが本発明の制限範囲より多い場合には、固溶原子が歪みの回復を抑えてしまうため回復が十分に行われない。この場合、十分な回復を確保しようとして回復温度を $190^\circ\text{C}$ 以上の高温にすることは、単体Siの析出を促すだけでなく、通常の冷間圧延条件を逸脱することになって不適当である。上記のような諸条件を考慮して冷間圧延する場合は、中間焼鈍工程を省略しても、冷間圧延板の引張強さ(引張強さ)を $145\sim 190\text{MPa}$ 、単体Si量を30ppm以下の素板が得られ、しかも粗面化処理面に陽極酸化皮膜が $0.1\sim 1.0\mu\text{m}$ 形成したときに、該陽極酸化皮膜中に円相当径にして粒径が $0.5\mu\text{m}$ 以上の単体Siが $200\text{個}/\text{mm}^2$ 以下である平版印刷版用アルミニウム合金支持体を得ることができる。

#### 【0044】

##### 【実施例】〔実施例1〕

<鋳塊の準備>表1に示した種々の化学組成のアルミニウム合金溶湯を溶製した。各々のアルミニウム合金溶湯は半連続鋳造法によって厚さ $560\text{mm}$ のアルミニウム合金鋳塊とし、両面の面削によって厚さ $540\text{mm}$ とした。

【0045】

\* \* 【表1】

表 1

合金符号	化学組成 (wt%)							備考
	Fe	Si	Cu	Ti	Mg	Zr	B	
A	0.32	0.07	0.013	0.03	0.008	0.015	0.0007	本発明合金
B	0.25	0.06	0.010	0.02	0.005	0.020	0.0005	
C	0.18	0.08	0.010	0.03	0.012	0.010	0.0010	
D	0.22	0.12	0.008	0.03	0.015	0.010	0.0008	
E	0.25	0.10	0.011	0.03	0.010	0.009	0.0007	
F	0.30	0.10	0.007	0.02	0.011	0.008	0.0004	
G	0.33	0.07	0.013	0.03	#0.030	0.010	0.0009	比較合金
H	0.28	0.06	0.010	0.02	#0.001	0.009	0.0007	
I	0.31	0.06	0.012	0.03	0.012	#0.035	0.0011	
J	0.29	0.07	0.011	0.02	0.006	#0.001	0.0008	

(※) 本発明の範囲外であることを示す。

【0046】＜熱間圧延＞次に、上記の鋳塊に、温度500℃で2時間保持の均質化処理を行った後、同じ炉内で熱間圧延開始温度390℃に下げ1時間保持した。ワークロール径900mmφの可逆式熱間圧延機を用い、圧延パス数15回、各パス間時間10秒～1.5分の条件で熱間圧延を行い、厚さ6mmの熱間圧延板を得た。ここで、熱間圧延の最終パスは、18mm厚さから6mm厚さへの圧下（圧下率67%）、最終パス開始温度360℃で行い、350℃で熱間圧延を終了した。最終パスの圧延速度を100m/分とした。圧延時間は0.044秒であり、歪み（対数歪み）は1.10、歪み速度 $v$ は25.0 sec<sup>-1</sup>であった。

【0047】＜冷間圧延＞次に、室温（40℃）の熱間圧延板を冷間圧延した。冷間圧延速度を500～2000m/分とした。ただし、板厚さが薄くなるに従い圧延速度を速くした。冷間圧延の方式は、各パス後に冷間圧延板を巻き取ってコイルとし、次パスに供する方式とした。冷間圧延第一パスは、板厚さ6mm→3mmで行った。圧延終了温度は、90℃であった。直ちに、冷間圧延第二パスを板厚さ3mm→1mmで行った。圧延終了温度は150℃であった。引続き、110℃まで冷却速度10℃/分で急速冷却を行った。急速冷却は、コイルを槽内に置き油性の冷媒液を噴霧して冷却した。そして、冷間圧延第三パスを板厚さ1mm→0.5mmで行った。圧延終了温度は、150℃であった。直ちに、冷間圧延第四パスを0.5mm→0.24mmで行った。圧延終了温度は120℃であった。冷間圧延の終了したコイルを、室温まで10℃/分の冷却速度で急速冷却した。冷却方法は、冷間圧延第二パス後の急速冷却方法と同様に行った。その後、テンションレベラーによって矯正を行い、平版印刷版用アルミニウム合金素板を得た。

【0048】＜特性の評価＞上記により得られた合金符※50

※号A～Jの本発明例および比較例の各アルミニウム合金素板について、下記(1)～(10)で説明する評価・測定法によって、(A)熱間圧延板について、表面部の結晶粒幅（圧延方向に直角方向の結晶粒サイズ）および芯領域の結晶粒幅、(B)冷間圧延により得られたアルミニウム合金素板について、Fe、Cu、Zrの各固溶量、単体Si量および平均粒径0.5μm以上の単体Siの個数、表層領域の結晶粒幅および伸び率、芯領域の結晶粒幅、電解粗面化処理後の電解粗面化面の均一性、粗面化外観の均一性、引張強さ、バーニング処理後の耐力、インキ汚れ性を評価・測定した。結果を表2に示す。

【0049】(1)熱間圧延板の結晶粒サイズの測定  
それぞれのアルミニウム合金の熱間圧延板を電解研磨等により、表面部および芯領域を露呈させ、バーカー氏液（11ml/1ホウフッ酸溶液）による陽極酸化処理後、偏光顕微鏡によって、結晶粒観察を行った。直線法を用い結晶粒幅（圧延方向に対して直角方向のサイズ）を測定した。なお、偏光顕微鏡観察は400倍で行い、写真上で長さ60mm（実際の長さ150μm）の線分についての測定を10箇所で行い、その平均値を用いた。結晶粒の大きなものは低倍率で観察を行った。

【0050】(2)Fe、Cu、Zrの各固溶量の測定  
アルミニウム合金素板を熱フェノールによって溶解し、溶解されたマトリックスと溶解残さとしての金属間化合物をろ過および、ろ過をくぐり抜けた微細な金属間化合物を10%クエン酸溶液との抽出によって分離し、ろ液中の固溶された元素としてのFe、Cu、Zrの各量をICP発光分析装置によって測定した。

【0051】(3)単体Si量の測定  
アルミニウム合金素板をHCl:H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>=1:1の溶液で溶解し、ろ過残渣をNaOH溶液で分解し、中和し、

モリブデン酸アンモニウムを加え、ケイモリブデン黄を生成させた。濃度が濃い場合には、スルホン酸還元液で還元し、モリブデン青を生成させ、その吸光度を測定し、検量線より換算し単体Si量を求めた。

【0052】(4) 粒径0.5 $\mu$ m以上の単体Si個数の測定

アルミニウム合金支持体用素板を1%NaOHで非常にゆっくりと0.5 $\mu$ m深さエッチングし、次いでX線マイクロアナライザーでFe、Siのマッピング分析を行った。この内Feと共存していないSiのみを画像解析装置(ニレコ(株)製LUZEX F)を用い、該当粒子の占める面積を円換算しその直径を平均粒径とした。この円相当直径が0.5 $\mu$ m以上のものをカウントした。なお、1%NaOHでエッチングした表面には、金属間化合物、単体Siが存在しており、Fe、Siマッピング分析で検出された粒子と、SEM観察像が一致しており、エッチングによってこれらは残存していること、およびX線マイクロアナライザーでのFe、Siのマッピング分析結果は、エッチングされた0.5 $\mu$ m深さ相当に存在するものであると考えられた。

【0053】(5) アルミニウム合金素板の結晶粒サイズの測定

アルミニウム合金素板を電解研磨等により、表面から10 $\mu$ m深さの表層領域および表面から120 $\mu$ mの芯領域を露呈させ、パーカー氏液(11ml/1ホウフッ酸溶液)による陽極酸化処理後、偏光顕微鏡によって、結晶粒観察を行った。直線法を用い結晶粒幅(圧延方向に直角方向の結晶粒サイズ)、表層領域の結晶粒の伸び率(結晶粒幅に対する長さの比。長さ=圧延方向の結晶粒サイズ)を測定した。なお、結晶粒幅については、偏光顕微鏡観察は400倍で行い、写真上で長さ60mm(実際の長さ150 $\mu$ m)の線分についての測定を10箇所で行い、その平均値を用いた。結晶粒の大きなものは低倍率で観察を行った。結晶の伸び率については、偏光顕微鏡観察は100倍で行い、任意の結晶粒50個について幅と長さを測定し、その平均値を用いた。基本的に、冷間圧延により得られた素板の結晶粒は、冷間圧延により伸されているのみであり、結晶粒幅は熱間圧延板の結晶粒幅と同等であった。更に、結晶粒の伸び率も熱間圧延板から冷間圧延された板の伸び率と同等であった。

【0054】(6) 電解粗面化面の均一性の評価

アルミニウム合金素板をバミストン/水の懸濁液中でブラシグレイニングした後、アルカリエッチングおよびデスマット処理を施した。次に、極性が交互に交換する電解波形をもつ電源を用いて、1%硝酸中で陽極時電気量が150クーロン/dm<sup>2</sup>となる電解エッチングにより、電解粗面化を行った。硫酸中で洗浄した後、走査型電子顕微鏡(SEM)により表面を観察した。評価は、砂目均一なもの「良好(O)」、未エッチ部の多いものや砂目が不均一なものは「不良(X)」とした。

【0055】(7) 電解粗面化面の外観の評価

アルミニウム合金素板をバミストン/水の懸濁液中でブラシグレイニングした後、アルカリエッチングおよびデスマット処理を施した。次に、極性が交互に交換する電解波形をもつ電源を用いて、1%硝酸中で陽極時電気量が150クーロン/dm<sup>2</sup>となる電解エッチングにより、電解粗面化を行った。硫酸中で洗浄した後、硫酸中で陽極酸化皮膜を形成させてから、表面の目視観察により外観の均一性を評価した。評価は、外観が均一なものは「良好(O)」、外観が許容できる程均一でなく軽度なストリークス等が観察されたものは「やや不良( $\Delta$ )」、外観が均一でなくストリークス等が観察されたものは「不良(X)」とした。

【0056】(8) 引張強さ測定

アルミニウム合金素板からJIS13号B引張試験片を作製し、引張試験を行い、引張強さ $\sigma_B$ を測定した。

【0057】(9) バーニング後の耐力の測定

アルミニウム合金素板を、270℃で7分間のバーニング処理をした後に、JIS13号B引張試験片を作製し、引張試験を行い、バーニング処理後の素板の耐力 $\sigma_0.2$ を測定した。

【0058】(10) 耐インキ汚れ性の評価

アルミニウム合金素板から印刷原版を作製し、オフセット印刷機KORにセットし、10万部印刷して非画像部のインキ汚れの有無を目視評価した。これによりインキ汚れの観察されなかったものを「良好(O)」、やや多く観察されたものを「やや不良( $\Delta$ )」、非常に多く観察されたものを「不良(X)」とした。

【0059】

【表2】



表 2

試料番号	合金符号	熱間圧延板の結晶粒組織				固溶量 (ppm)			単体 Si 量 (ppm)	0.5 $\mu$ m 以上の単体 Si 個数 (個/mm <sup>2</sup> )	素板の結晶粒組織				EG 性 (*)	面質	引張強さ (MPa)	バネ後の耐力 (MPa)	耐インキ汚れ性	備考
		表面平均 ( $\mu$ m)	表面最大 ( $\mu$ m)	芯平均 ( $\mu$ m)	Fe	Cu	Zr	Fe + 1/2 Zr			表面平均 ( $\mu$ m)	表面最大 ( $\mu$ m)	伸び率	芯平均 ( $\mu$ m)						
I-1	A	11	25	250	22	60	120	82	20	50	11	25	25	250	○	○	176	136	○	本発明例
I-2	B	11	25	250	20	60	160	100	25	65	11	25	25	250	○	○	175	135	○	本発明例
I-3	C	15	30	200	20	60	70	55	20	50	15	30	25	200	○	○	165	120	○	本発明例
I-4	D	14	30	250	22	55	75	60	25	70	14	30	25	250	○	○	175	120	○	本発明例
I-5	E	11	25	250	18	60	65	51	25	55	11	25	25	250	○	○	175	120	○	本発明例
I-6	F	11	25	250	21	50	50	46	25	55	11	25	25	250	○	○	180	110	○	本発明例
I-7	G	8	25	250	22	65	85	65	5		8	25	25	250	○	○	#220	130	○	比較例
I-8	H	13	30	250	18	60	70	53	#150	#800	13	30	25	250	○	○	160	125	×	比較例
I-9	I	#100	#400	350	15	85	#280	148	10	10	#100	#400	25	350	○	×	#200	160	○	比較例
I-10	J	10	30	250	20	60	#3	22	25	50	10	30	25	250	○	○	175	90	○	比較例

(\*) EG 性 : 電解粗面化性

(#) 本発明の範囲外であることを示す。

【0060】表1および表2に示したように、本発明例である試料番号 I-1～I-6 は、アルミニウム合金の化学成分が本発明の規定範囲内であること、本発明の規定範囲内の熱間圧延用加熱温度、熱間圧延条件、冷間圧延条件であることによって、アルミニウム合金素板の Fe、Cu、Zr の固溶量が許容範囲内、単体 Si 量および 0.5 $\mu$ m 径以上の大きな粒子も少なく、結晶粒サイズが許容範囲内にることにより、均一な電解粗面化面が得られ、粗面化面がストリークスなどなく外観が均一で、必要な強度を持ち、耐熱性に優れ、耐インキ汚れ性の良好な素板が得られた。

【0061】これに対して、比較例である試料番号 I-\*50

\*7～I-10 は、アルミニウム合金の化学成分が本発明の規定範囲外であるため、熱間圧延および冷間圧延を本発明の規定範囲内の条件で行ったにもかかわらず、アルミニウム合金素板の Fe、Cu、Zr の固溶量、または単体 Si 量および 0.5 $\mu$ m 径以上の大きな粒子の粒子数や結晶粒サイズが許容範囲外となってしまう、その結果、本発明に必要な特性の内、均一な電解粗面化面、または粗面化面がストリークスであり外観が不均一となったり、必要な強度範囲外や、耐熱性が劣ったり、必要な耐インキ汚れ性が得られなかった。個々の比較例については下記のとおりである。

【0062】比較例の試料番号 I-7 は、アルミニウム

## 21

合金の化学成分のうちMg量が本発明の規定範囲よりも多いため、本発明の規定範囲内の条件で冷間圧延をおこなったにもかかわらず、引張強さが許容範囲外となってしまう。比較例の試料番号I-8は、アルミニウム合金の化学成分のうちMg量が本発明の規定範囲よりも少ないため、本発明の規定範囲内の条件で冷間圧延および急速冷却を実施したにもかかわらず、冷間圧延中の析出により単体Si量および0.5μm以上の粗大な単体Siの個数が本発明の規定範囲を超えてしまい、必要な耐インキ汚れ性が得られなかった。比較例の試料番号I-9は、アルミニウム合金の化学成分のうちZr量が本発明の規定範囲よりも多いため、Zr固溶量も多くなってしまう、引張強さが本発明の許容範囲外となってしまう。比較例の試料番号I-10は、アルミニウム合金の化学成分のうちZr量が本発明の規定範囲よりも少ないため、Zr固溶量も少なく、必要な耐バーニング後の耐力が得られない。

## 【0063】〔実施例2〕

<鋳塊の準備>本発明の規定範囲内の化学組成であるFe:0.32wt%、Si:0.07wt%、Cu: \*20

表3

試料番号	均質化温度(°C)	熱間圧延						備考
		熱間圧延開始温度(°C)	最終パス開始温度(°C)	最終パス前板厚(mm)	最終板厚(mm)	歪み速度(sec <sup>-1</sup> )	終了温度(°C)	
11-1	530	390	360	16	6	22	350	本発明例
11-2	500	350	340	18	6	27	350	本発明例
11-3	なし	420	340	18	6	25	350	本発明例
11-4	なし	350	320	20	6	25	330	本発明例
11-5	500	360	370	20	8	21	340	本発明例
11-6	500	370	340	18	5	17	330	本発明例
11-7	なし	#550	#400	18	6	25	370	比較例
11-8	#600	430	370	18	6	25	360	比較例
11-9	なし	430	#400	18	6	25	360	比較例
11-10	なし	380	#290	18	6	25	#275	比較例
11-11	なし	450	#410	18	6	25	#390	比較例
11-12	なし	370	340	18	6	#7.5	#275	比較例
11-13	なし	400	360	10	6	#10	350	比較例
11-14	なし	400	360	18	6	#13.7	330	比較例
11-15	なし	380	350	15	4	25	340	比較例

(#) 本発明の範囲外であることを示す。

【0065】<冷間圧延>次に、室温(40°C)の熱間圧延板を冷間圧延した。冷間圧延速度を500~2000m/分とした。ただし、板厚さが薄くなるに従い圧延速度を速くした。冷間圧延の方式は、各パス後に冷間圧延板を巻き取ってコイルとし、次パスに供する方式とした。冷間圧延第一パスは、板厚さ6mm→3mmで行った。圧延終了温度は、90°Cであった。直ちに、冷間圧延第※50

## 22

\*0.012wt%、Ti:0.02wt%、Mg:0.008wt%、Zr:0.013wt%、B:0.0004wt%、残部:実質的にアルミニウムおよび不可避不純物から成るアルミニウム合金の溶湯を溶製した。この溶湯を半連続鋳造法によって厚さ560mmのアルミニウム合金鋳塊とし、両面の面削によって厚さ540mmとした。

<熱間圧延>次に、アルミニウム合金鋳塊を、均質化処理せずに、表3に示した種々の温度で2時間保持する均質化処理を行ってから、表3に示した種々の熱間圧延開始温度に1時間保持した。ワークロール径900mmφの可逆式熱間圧延機を用い、圧延パス数15回、各パス間時間10秒~1.5分の条件で熱間圧延を行い、表3に示した種々の厚さの熱間圧延板を得た。表3に、均質化処理温度、熱間圧延開始温度、熱間圧延最終パス開始温度、最終パス前板厚、最終板厚、最終パス歪み速度、熱間圧延終了温度をまとめて示す。

## 【0064】

【表3】

※二パスを板厚さ3mm→1mmで行った。圧延終了温度は150°Cであった。引続き、110°Cまで冷却速度10°C/分で急速冷却を行った。急速冷却は、油性の冷媒液の噴霧槽にコイルを置いて行った。そして、冷間圧延第三パスを板厚さ1mm→0.5mmで行った。圧延終了温度は、150°Cであった。直ちに、冷間圧延第四パスを0.5mm→0.24mmまで行った。圧延終了温度は12



0℃であった。冷間圧延の終了したコイルを、室温まで10℃/分の冷却速度で急速冷却した。冷却方法は、冷間圧延第二パス後の急速冷却方法と同様に行った。その後、テンションレベラーによって矯正を行い、平版印刷版用アルミニウム合金素板を得た。

【0066】＜特性の評価＞上記により得られた試料番号II-1～II-6の本発明例およびII-7～II-15比較例の各アルミニウム合金素板について、実施例1において説明した評価・測定法によって、(A)熱間圧延板の表面部の結晶粒幅および芯領域の結晶粒幅、(B)冷\*10

\*間圧延により得られたアルミニウム合金素板について、Fe、Cu、Zrの各固溶量、単体Si量および平均粒径0.5μm以上の単体Siの個数、表層領域の結晶粒幅、伸び率、芯領域の結晶粒幅、電解粗面化処理後の電解粗面化面の均一性、粗面化外観の均一性、引張強さ、バーニング処理後の耐力、インキ汚れ性の評価・測定を行った。結果を表4に示す。

【0067】

【表4】

表 4

試料番号	熱間圧延板の結晶粒組織			固溶量 (ppm)			単体Si量 (ppm)	0.5μm以上の単体Si個数 (個/mm <sup>2</sup> )	素板の結晶粒組織				EG性 (*)	固質	引張強さ (MPa)	バーニング後の耐力 (MPa)	面インキ汚れ性	備考
	表面平均 (μm)	表面最大 (μm)	芯平均 (μm)	Fe	Cu	Zr			表面平均 (μm)	表面最大 (μm)	伸び率	芯平均 (μm)						
II-1	20	70	250	25	80	120	85	20	50	20	70	25	250	○	175	140	○	本発明例
II-2	16	50	200	20	60	110	75	20	40	15	50	25	200	○	170	125	○	本発明例
II-3	15	60	250	20	70	120	80	22	60	15	60	25	250	○	170	130	○	本発明例
II-4	11	40	250	15	60	110	80	25	50	11	40	25	250	○	165	115	○	本発明例
II-5	18	60	300	22	60	120	82	20	50	16	60	27	300	○	180	120	○	本発明例
II-6	12	40	200	20	60	110	75	20	50	12	40	17	200	○	170	120	○	本発明例
II-7	#200	#400	300	#35	#110	140	135	15	35	#200	#400	25	300	○	#220	150	○	比較例
II-8	30	60	#80	#45	#120	140	115	15	35	30	60	25	#80	○	#200	150	○	比較例
II-9	#150	#250	300	25	80	140	95	20	50	#150	#250	25	300	○	175	185	○	比較例
II-10	5	20	#未再結晶	20	60	120	80	#70	180	5	20	25	#20	○	#220	130	△	比較例
II-11	#200	#300	250	20	60	120	80	15	40	#200	#300	25	250	○	175	125	○	比較例
II-12	#100	#150	#未再結晶	20	60	120	80	#50	150	#100	#150	25	#30	○	#200	120	○	比較例
II-13	#200	#300	#未再結晶	30	70	120	80	#60	150	#200	#300	25	#20	○	#195	110	△	比較例
II-14	#80	#150	250	20	60	120	80	20	50	#80	#150	25	250	○	175	120	○	比較例
II-15	10	40	#70	20	60	120	80	10	30	10	40	13	#70	○	#210	140	○	比較例

(\*) EG性：電解粗面化性

(#) 本発明の範囲外であることを示す。

【0068】表3および表4において、本発明例である ※分が本発明の規定範囲内であり、かつ、熱間圧延条件・試料番号II-1～II-6は、アルミニウム合金の化学成※50 冷間圧延条件が本発明の規定範囲内であることによ

て、アルミニウム合金素板のFe、Cu、Zrの各固溶量が許容範囲内であり、単体Si量および0.5 $\mu$ m径以上の大きな粒子も少なく、結晶粒サイズが許容範囲内にあり、その結果、均一な電解粗面化面が得られ、粗面化面がストリークなどなく外観が均一で、必要な強度を持ち、耐熱性に優れ、耐インキ汚れ性の良好な素板が得られた。

【0069】これに対して、比較例である試料番号II-7~II-15は、熱間圧延用加熱温度、または熱間圧延条件が本発明の規定範囲外であるため、アルミニウム合金の化学成分および冷間圧延条件が本発明の規定範囲内であるにもかかわらず、アルミニウム合金素板のFe、Cu、Zrの各固溶量、または単体Si量および0.5 $\mu$ m径以上の大きな粒子や結晶粒サイズが許容範囲外となってしまう、その結果、本発明に必要な特性のうち、均一な電解粗面化面、または粗面化面がストリークであり外観が不均一となったり、必要な強度範囲外や、耐熱性が劣ったり、必要な耐インキ汚れ性が得られなかったりした。個々の比較例については下記のとおりである。

【0070】比較例の試料番号II-7は、熱間圧延開始温度が本発明の規定範囲よりも高いことによって、熱間圧延板表面部の結晶粒サイズが粗大となったため、冷間圧延された素板も表層領域の結晶粒が粗大となってしまう、その結果、粗面化面にストリークがみられ外観が不均一となってしまう。更に、Fe、Cuの固溶量が発明の規定範囲よりも高くなってしまって、本発明の規定範囲の条件で冷間圧延をしても、引張強さが許容範囲外となってしまう。比較例の試料番号II-8は、本発明の制限範囲を超える温度で均質化処理を行ったため、Fe、Cuの固溶量が本発明の規定範囲よりも高くなったばかりでなく微細な析出物がないために、本発明の規定範囲内の条件で熱間圧延を行っても、中芯部の結晶粒が本発明の規定範囲より小さくなってしまった。そのため、本発明の規定範囲内の条件で冷間圧延を行っても、加工硬化が促進され、引張強さが本発明の許容範囲よりも高くなってしまった。比較例の試料番号II-9は、熱間圧延の最終パス開始温度が本発明の規定範囲よりも高いため、熱間圧延板表面部の結晶粒が粗大となってしまう、その結果、冷間圧延後の素板は粗面化面にストリークがみられ外観が不均一となってしまう。比較例の試料番号II-10は、熱間圧延の最終パス開始温度および終了温度が本発明の規定範囲よりも低いため、熱間圧延板表面部の結晶粒サイズは非常に小さいが、芯領域が未再結晶となるため、素板の芯領域で加工歪みが非常に大きくなり、その結果、引張強さが高くなってしまった。また、この加工歪みが大きいことにより、冷間圧延中に単

体Siの析出が促進され、耐インキ汚れ性がやや低下した。比較例の試料番号II-11は、熱間圧延の最終パス開始温度と終了温度が本発明の規定範囲よりも高いため、熱間圧延板表面部の結晶粒が粗大となる。その結果、冷間圧延により得られた素板の表層領域の結晶粒が粗大となってしまう、粗面化面にストリークがみられ外観が不均一となってしまう。比較例の試料番号II-12は、熱間圧延最終パスの圧延速度が遅いことにより歪み速度が小さかったため、終了温度が本発明の規定範囲よりも低い。このため、熱間圧延板表面部の結晶粒が粗大になり、更に、芯領域が未再結晶となってしまう。これにより素板の表層領域の結晶粒が粗大となったため、粗面化面にストリークがみられ外観が不均一になってしまうばかりか、素板の芯領域で加工歪みが非常に大きくなって、引張強さが本発明の規定範囲を超えてしまった。また、この加工歪みが大きいことにより、圧延中に単体Si量が多くなってしまい、耐インキ汚れ性がやや劣ってしまう。比較例の試料番号II-13は、熱間圧延最終パス前の板厚が薄いため歪み速度が小さくなっており、熱間圧延板表面の結晶粒が粗大になり、更に、芯領域が未再結晶となってしまう。これにより支持体表層領域の結晶粒が粗大となってしまうことによって、粗面化面にストリークがみられ外観が不均一になってしまうばかりか、支持体の芯領域で加工歪みが非常に大きなものとなって、引張強さが高くなってしまう。また、この加工歪みが大きいことにより、圧延中に単体Si量が多くなってしまい、耐インキ汚れ性がやや劣ってしまう。比較例の試料番号II-14は、熱間圧延最終パスの圧延速度が遅いためことから歪み速度が小さくなっており、熱間圧延板表面の結晶粒サイズが粗大になってしまう。これにより支持体表層領域の結晶粒が粗大となってしまうことによって、粗面化面にストリークがみられ外観が不均一になってしまう。比較例の試料番号II-15は、熱間圧延最終板厚が発明の規定範囲よりも薄いため、熱間圧延板表面の結晶粒サイズは発明の規定範囲内と小さかったが、中芯部にまで加工歪みが強く導入されたため、支持体の芯領域で加工歪みが非常に大きなものとなって、引張強さが高くなってしまう。

#### 【0071】〔実施例3〕

<鋳塊の準備>本発明の規定範囲内である表5に示した化学組成のアルミニウム合金の溶湯を溶製した。この溶湯を半連続鋳造法によって厚さ560mmのアルミニウム合金鋳塊とし、両面の面削によって厚さ540mmとした。

#### 【0072】

#### 【表5】

表 5

合金 符号	化学組成 (wt%)						
	Fe	Si	Cu	Ti	Mg	Zr	B
(1)	0.32	0.07	0.013	0.03	0.008	0.015	0.0007
(2)	0.20	0.09	0.012	0.02	0.015	0.007	0.0005
(3)	0.31	0.08	0.011	0.03	0.005	0.008	0.0008
(4)	0.20	0.06	0.013	0.02	0.008	0.010	0.0005
(5)	0.31	0.07	0.012	0.02	0.015	0.010	0.0006

【0073】<熱間圧延>次に、アルミニウム合金鋳塊を、温度500℃で2時間保持する均質化処理を行ってから、同じ炉内で熱間圧延開始温度390℃に下げて1時間保持した。ワークロール径900mmφの可逆式熱間圧延機を用い、圧延パス数15回、パス間時間10秒～1.5分の条件で熱間圧延を行い、厚さ6mmの熱間圧延板を得た。ここで、熱間圧延の最終パスは、18mm厚さから6mm厚さへの圧下（圧下率67%）、最終パス開始温度360℃で行い、350℃で熱間圧延を終了した。最終パスの圧延速度は100m/分とした。圧延時間は0.044 secであり、歪み（対数歪み）は1.10、歪み速度 $\dot{\epsilon}$ は25.0 sec<sup>-1</sup>であった。

【0074】<冷間圧延>次に、室温（40℃）の熱間圧延板を冷間圧延した。冷間圧延速度を500～2000m/分とした。ただし、板厚さが薄くなるに従い圧延速度を速くした。冷間圧延の方式は、各パス後に冷間圧延板を巻き取ってコイルとし、次パスに供する方式とした。表6に、冷間圧延の各パスにおける条件を示す。比較例の試料番号 III-1は6パスの冷間圧延を、板厚さ 30

\*mm→0.25mmで、表6に示した各圧延温度で行った。冷間圧延2パス後と冷間圧延4パス後の冷却はコイルをファンにより強制空冷した。これによる冷却速度は、0.2℃/分であった。比較例の試料番号III-2、III-3および実施例の試料番号 III-4、III-5は4パスの冷間圧延を、板厚さ6mm→3mm→1mm→0.5mm→0.24mmで行った。表6に示した各冷間圧延温度で行った。冷間圧延2パス後に冷却を行う場合は、コイルを冷間圧延3パス目の圧延開始まで10℃/分の冷却速度で急速冷却した。最終の冷間圧延4パス後の冷却方法は、室温まで冷却速度10℃/分で急速冷却を行う、油性の冷媒液の噴霧槽にコイルを置き行う方法と、室温まで冷却速度は、0.2℃/分で強制冷却を行う、ファンにより空冷する方法とした。比較例および実施例の冷間圧延温度および冷却を行った場合の冷却速度について、表6にまとめて示した。その後、テンションレバラーによって矯正を行い、平版印刷版用アルミニウム合金支持体用素板を得た。

【0075】

【表6】

表 6

試料 番号	合金 符号	冷間圧延 第1パス		冷間圧延 第2パス		冷間圧延 第3パス		冷間圧延 第4パス		冷間圧延 第5パス		冷間圧延 第6パス		備考
		開始 温度	終了 温度	終了 温度	冷却 速度	開始 温度	終了 温度	終了 温度	冷却 速度	開始 温度	終了 温度	終了 温度	冷却 速度	
III-1	(1)	40	80	90	0.2	40	80	90	0.2	40	80	90	0.2	比較例
III-2	(2)	40	80	140	—	140	160	130	0.2					比較例
III-3	(3)	40	90	150	—	150	180	120	0.2					比較例
III-4	(4)	40	90	150	10	120	150	120	10					本発明例
III-5	(5)	40	80	150	—	150	170	120	10					本発明例

（注）温度：℃、冷却速度：℃/分。

「—」印は、そのまま直ちに次パスに移ったことを表す。

【0076】<特性の評価>上記により得られた試料番号 III-1～III-5の本発明例および比較例の各アルミニウム合金素板について、実施例1において説明した評価・測定法によって、（A）熱間圧延板の表面部の結晶粒幅および芯領域の結晶粒幅、（B）冷間圧延により得られたアルミニウム合金素板について、Fe、Cu、※50

※Zrの各固溶量、単体Si量および平均粒径0.5μm以上の単体Siの個数、表層領域の結晶粒幅、伸び率、芯領域の結晶粒幅、電解粗面化処理後の電解粗面化面の均一性、粗面化外観の均一性、引張強さ、バーニング処理後の耐力、インキ汚れ性の評価・測定を行った。結果を表7に示す。

【0077】

【表7】

試料番号	合金符号	熱間圧延後の結晶粒組織				固溶量 (gpm)				単体 Si 量 (gpm)	0.5 $\mu$ m 以上の単体 Si 粒子個数 (個/ $\text{mm}^2$ )	素板の結晶粒組織				EG 性 (*)	画質	引張強さ (MPa)	バーニング後の耐力の耐圧 (MPa)	耐インキ汚れ性	備考
		表面平均 ( $\mu$ m)	表面最大 ( $\mu$ m)	芯平均 ( $\mu$ m)	芯最大 ( $\mu$ m)	Fe	Cu	Zr	Fe + 1/2 Zr			表面平均 ( $\mu$ m)	表面最大 ( $\mu$ m)	芯平均 ( $\mu$ m)	芯最大 ( $\mu$ m)						
III-1	(1)	11	25	250	250	20	60	120	80	25	80	11	25	25	250	○	○	#200	135	○	比較例
III-2	(2)	15	35	250	250	15	65	60	45	#160	#600	15	35	25	250	○	○	170	130	×	比較例
III-3	(3)	12	25	250	250	18	55	65	51	#200	#800	12	25	25	250	○	○	160	120	×	比較例
III-4	(4)	11	35	250	250	22	65	80	62	15	50	11	35	25	250	○	○	175	130	○	本発明例
III-5	(5)	10	30	200	200	20	60	75	59	20	30	10	30	25	200	○	○	176	135	○	本発明例

(\*) EG 性 : 電解粗面化性

(#) 本発明の範囲外であることを示す。

料番号 III-4 ~ III-5 は、アルミニウム合金の化学成分が本発明の規定範囲内であること、本発明の規定範囲内の熱間圧延用加熱温度、熱間圧延条件、冷間圧延条件であることによって、支持体用素板の Fe、Cu、Zr の固溶量が許容範囲内、単体 Si 量および 0.5  $\mu$ m 径以上の大きな単体 Si 粒子個数も本発明の規定範囲内であり、結晶粒サイズが許容範囲内にあることにより、均一な電解粗面化面が得られ、粗面化面がストリークなどなく外観が均一で、必要な強度を持ち、耐熱性に優れ、耐インキ汚れ性の良好な素板が得られた。

【0079】これに対して、比較例である試料番号 III-1 ~ III-3 は、冷間圧延条件、または冷間圧延途中または圧延後の冷却条件が本発明の規定範囲外であることから、本発明規定範囲内のアルミニウム合金の化学成分、熱間圧延用加熱温度、熱間圧延条件であるにもかかわらず、支持体用素板の単体 Si 量および 0.5  $\mu$ m 径以外の大きな単体 Si 粒子個数が本発明の許容範囲外となってしまう、その結果、本発明に必要な特性のうち、必要な耐インキ汚れ性が得られなかったり、必要な引張強さ範囲外であったりした。個々の比較例については下記のとおりである。

【0080】比較例の試料番号 III-1 は、前記冷間圧延において回復温度以上に達していないことによって、本発明の規定範囲よりも引張強さが高くなってしまふ。比較例の試料番号 III-2、III-3 は、前記冷間圧延において、全冷間圧延 4 パスを連続して行い、回復温度以上の冷間圧延温度を得られたにもかかわらず、最終冷間圧延後に急速冷却を行わず、ファンによる強制冷却により、十分な冷却がなされていなかったために、単体 Si 量および 0.5  $\mu$ m 径以上の大きな単体 Si 粒子個数が本発明許容範囲外となってしまうことによって、本発明に必要な特性のうち、必要な耐インキ汚れ性が得られなかった。

【0081】

【発明の効果】本発明によれば、粗面化面の均一性および外観の均一性が高く、粗面化処理によりストリークや画質ムラ等の処理ムラが発生せず、必要な強度と曲げ加工性を兼備するための適切な範囲の引張強さとバーニング処理後の十分な耐力を有し、耐インキ汚れ性の優れた平版印刷版用アルミニウム合金素板が提供される。

【0078】表5、6、7において、本発明例である試

フロントページの続き

(51)Int. Cl.<sup>7</sup>

C22F 1/00

識別記号

674

683

685

691

FI

C22F 1/00

テマコード (参考)

674

683

685Z

691B

692

692A

694

694Z

(72)発明者 岡本 一郎  
静岡県庵原郡蒲原町蒲原1丁目34番1号  
日本軽金属株式会社グループ技術センター  
内

(72)発明者 朝日 格  
東京都品川区東品川二丁目2番20号 日本  
軽金属株式会社内

(72)発明者 水嶋 一光  
愛知県稲沢市小池1丁目11番1号 日本軽  
金属株式会社名古屋工場内

(72)発明者 澤田 宏和  
静岡県榛原郡吉田町川尻4000番地 富士写  
真フィルム株式会社内

(72)発明者 上杉 彰男  
静岡県榛原郡吉田町川尻4000番地 富士写  
真フィルム株式会社内

Fターム(参考) 2H114 AA04 AA11 AA14 DA04 DA64  
EA08 FA01 GA02